



Contribution à la durabilité des câbles de Génie Civil vis-à-vis de la fatigue par un dispositif amortisseur à base de fils NiTi

Guillaume Helbert

► To cite this version:

Guillaume Helbert. Contribution à la durabilité des câbles de Génie Civil vis-à-vis de la fatigue par un dispositif amortisseur à base de fils NiTi. Génie civil. Université de Bretagne Sud, 2014. Français. NNT : 2014LORIS341 . tel-01208582

HAL Id: tel-01208582

<https://theses.hal.science/tel-01208582>

Submitted on 2 Oct 2015

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



THESE / UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD
sous le sceau de l'Université européenne de Bretagne
pour obtenir le titre de
DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD
Mention : Sciences pour l'Ingénieur
École doctorale SICMA

Présentée par **Guillaume HELBERT**

Préparée au sein du Laboratoire **MAST** de l'Institut
Français des Sciences et Technologies des Transports,
de l'Aménagement et des Réseaux (**IFSTTAR**-site de
Nantes) en partenariat avec les laboratoires **LBMS** et
LIMATB

**Contribution à la durabilité des câbles de
Génie Civil vis-à-vis de la fatigue par un
dispositif amortisseur à base de fils NiTi**

Soutenue le 4 novembre 2014,

Encadrement :

Philippe PILVIN
Professeur – Université de Bretagne-Sud – Directeur de Thèse

Lamine DIENG
Chargé de Recherche HDR – IFSTTAR – Co-directeur de thèse

Shabnam ARBAB CHIRANI
Professeur – ENI Brest – Co-encadrante

Thibaut LECOMPTE
Maître de Conférences – Université de Bretagne-Sud – Co-encadrant

devant le jury composé de :

Xavier BALANDRAUD
Professeur – IFMA Clermont – Rapporteur

Christian CREMONA
Docteur HDR – CEREMA – Rapporteur

Pierre ARGOUL
Professeur – ENPC – Examineur

Denis FAVIER
Professeur – Université de Grenoble – Président

Remerciements

C'est avec un grand bonheur que je mets, à l'issue de ce travail de thèse, un deuxième pied dans le monde de la recherche. Mais, je peux vous l'avouer aujourd'hui, c'est avec regret que mes rêves de cinéma d'alors s'envolent pour de bon. Pourtant, préparer une thèse c'est un peu comme tourner un film. C'est donc pour moi l'ultime occasion d'adapter le discours que je ne prononcerai pas lors d'un prochain festival Cannois. Celui-ci était pourtant écrit depuis belle lurette...

Cela commencerait par quelque chose comme :

"Je remercie tout d'abord le jury, le Président Denis Favier en tête, de m'avoir fait l'honneur d'accepter ces rôles. Je remercie chaleureusement MM Xavier Balandraud et Christian Crémona d'avoir accepté de rapporter ce travail et d'avoir émis des remarques qui m'ont permis de l'éclairer sous un nouvel angle. Je remercie vivement M. Pierre Argoul d'avoir accepté le rôle d'examineur.

Je remercie chaleureusement les personnes qui ont porté le projet pendant ces trois ans.

Je commence bien entendu par Lamine Dieng : le scénariste du film. Comme chacun le sait, on ne fait pas de bon film sans bonne histoire. Et le synopsis, qui promettait un suspense haletant et des rebondissements aussi passionnants qu'inattendus, m'a convaincu de passer le casting puis les essais, au cours d'un stage de fin d'études d'ingénieur. L'écriture du scénario à quatre mains au fil des scènes fut un réel plaisir. Merci Lamine pour ces bons moments passés lors des repérages (les conférences, en fait...) à Los Angeles puis à Montréal. A quand le deuxième épisode ?

Mes prochains remerciements reviennent tout naturellement à Philippe Pilvin, le réalisateur du film. Dans la carrière d'un "acteur", il y a des rencontres qui marquent. Merci à Philippe pour son aide très précieuse et la confiance qu'il m'a faite tout au long de ce travail. Ses propositions ont été de vrais déclencheurs dans l'avancement du projet. Merci pour sa recherche de la justesse dans le travail et la manière de le restituer (l'interprétation). Merci pour sa grande pédagogie qui a de quoi donner à un acteur l'envie de passer derrière la caméra.

Un grand merci à Shabnam Arbab Chirani pour la mise en scène et la direction d'acteurs. Merci pour les conversations "cinéphiles" sur les AMFs et de m'avoir rendues évidentes les directions à prendre dans ce travail. Merci pour l'accueil chaleureux à Brest et pour avoir rendu l'organisation de mes déplacements si facile. Bien évidemment, j'en profite pour adresser un grand merci à Sylvain Calloch, consultant de luxe sur ce film. S'il n'a pas fait partie officiellement de l'encadrement, il a apporté toute son expertise des AMFs pour rendre crédible le propos. Le film revendique tout à fait son influence.

On ne pourrait pas imaginer Star Wars sans les effets numériques. Je ne pourrais imaginer ce que serait ce travail sans l'apport technique de Luc Saint-Sulpice. Merci pour son aide, aussi bien sur le plan expérimental que de la programmation numérique. Je n'ose pas parler "d'effets spéciaux" : il ne s'agit pas là de Science-Fiction.

Saviez-vous que la musique occupait 90% de la durée d'un épisode de Star Wars ? Coupez le son et vous verrez un tout autre film... Merci beaucoup à Thibaut Lecompte pour son écoute, ses conseils et ses remarques, qui ont permis de donner à ce travail une sonorité et une tonalité de bien meilleure qualité.

Merci aux pros de la cascade : Richard Michel, Jean-François David et Daniel Bruhat. Jouer de la guitare avec un câble de pont relevait de l'exploit et on l'a fait. Aucune blessure grave n'a été déplorée... Ah si : Daniel a pris sa retraite...

Merci à Yannick Falaise pour son assistance technique indispensable et sa joyeuse camaraderie. Merci à l'interprète révélation féminine, la stagiaire Julie, qui fera carrière dans le milieu, j'en suis certain. Je voudrais adresser un message de soutien aux intermittents du spectacle : Varvara, Emilie, Ons, Nathalie, Yaarob. J'ai vécu, grâce à vous, les pauses cafés les plus mémorables de toute l'histoire des pauses café. Merci à l'association sportive de l'IFSTTAR de nous avoir permis d'acquérir une condition physique à la hauteur de l'engagement nécessaire pour ces rôles.

Bien entendu, merci à la boîte de production IFSTTAR et au producteur exécutif délégué Laurent Gaillet, sans qui rien n'aurait été possible. Merci à l'ENIB et à l'ENSTA Bretagne (LBMS) et à l'Université Bretagne Sud (LIMATb). Merci à l'école doctorale SICMA.

Encore merci à tous pour votre gentillesse, votre humour et la bonne humeur distillée entre les prises, sur les plateaux de tournage.

Merci à ma famille et à mes amis pour le reste."

Table des matières

Introduction générale	10
1 Introduction des AMF dans un amortisseur	12
1.1 Les câbles pour ouvrages d'art	12
1.1.1 Le toron	14
1.1.2 Les différents types de câble	14
1.1.3 Les pathologies dans les câbles pour ouvrages d'art et leurs origines	15
1.1.4 Le comportement mécanique des câbles	16
1.1.5 La modélisation numérique des câbles	17
1.1.6 Les solutions mises en place actuellement	18
1.2 Les AMF à base de NiTi	21
1.2.1 La classe des matériaux intelligents	21
1.2.2 La transformation martensitique	23
1.2.3 Le comportement superélastique, un cas particulier de la pseudo élasticité	29
1.2.4 Autres comportements thermomécaniques	35
1.2.5 Le pouvoir amortissant	38
1.2.6 Sollicitations cycliques	39
1.3 La modélisation du comportement des AMF	44
1.3.1 Les modèles microscopiques	44
1.3.2 Les modèles macroscopiques	46
1.4 Synthèse	50
I Modélisation du comportement thermomécanique de fils de Ni-Ti et évaluation de leur pouvoir amortissant	51
2 Caractérisation du matériau NiTi	52
2.1 Enjeux de la campagne expérimentale	52
2.1.1 Objectifs et orientation des essais en lien avec l'application Génie Civil	52
2.1.2 Description des essais	53
2.2 Essais quasi-statiques	57
2.3 Essais non quasi-statiques	66
2.4 Synthèse et conclusion	69

3	Modélisation numérique de l'effet superélastique	70
3.1	Choix d'un critère de validation	70
3.2	Gestion des transformations de phase	71
3.2.1	Partition des déformations	71
3.2.2	Surfaces de charge	72
3.2.3	Cinétique de transformation de phases	76
3.2.4	Couplage entre les surfaces de charge et gestion de l'équilibre dans la com- position des phases	79
3.2.5	Couplage thermomécanique	79
3.3	Bilan et identification des paramètres	86
3.4	Validation du modèle de comportement	90
3.4.1	Validation dans une configuration quasi-statique	90
3.4.2	Validation de l'effet de vitesse	94
3.5	Synthèse et limites du modèle	99
4	Effets de localisation dans la structure "fil"	102
4.1	Nouveaux essais par thermographie IR	102
4.1.1	De la loi de comportement à un modèle "non-local"	102
4.1.2	Effets de vitesse et d'échelle sur le comportement global en traction d'un fil de NiTi	103
4.2	Estimation des concentrations de contrainte	110
4.3	Validation du modèle d'éléments finis	117
4.3.1	Définition d'une "contrainte apparente" et validation des paramètres	118
4.3.2	Conséquences des effets de vitesse sur le comportement "non-local" du fil	120
4.3.3	Observation du profil thermique	124
4.3.4	Prise en compte de défauts structuraux et effets sur la nucléation de trans- formation	127
4.4	Bilan du modèle de fil	132
 II Évaluation de l'efficacité d'un dispositif amortisseur à base d'al- liage à mémoire de forme (NiTi) appliqué à un câble de génie civil		133
5	Essais de vibration sur un câble à grande échelle	134
5.1	Introduction et enjeux	134
5.2	Présentation des essais	136
5.2.1	Banc de vibration du câble de l'Ifsttar	136
5.2.2	Prototype du dispositif amortisseur	138
5.2.3	Mise en vibration du câble	140
5.2.4	Configurations d'essais	140
5.2.5	Pré-dimensionnement du dispositif	141
5.3	Évaluation de l'efficacité du dispositif	143
5.3.1	Configuration "amortisseur et force déviatrice à $L/2$ "	149
5.3.2	Configuration "amortisseur à $L/2$ et force déviatrice à $L/4$ "	150
5.3.3	Configuration "amortisseur à $L/4$ et force déviatrice à $L/2$ "	151
5.3.4	Configuration "amortisseur à $L/4$ et force déviatrice à $L/4$ "	152

5.4	Interprétation de l'apport du dispositif	154
5.4.1	Configuration "amortisseur et force déviatrice à $L/2$ "	156
5.4.2	Configuration "amortisseur à $L/2$ et force déviatrice à $L/4$ "	159
5.5	Pistes d'optimisation de l'emplacement du dispositif	161
5.5.1	Excitation optimale des modes de vibration de rang impair	162
5.5.2	Excitation optimale du mode 2	163
5.5.3	Excitation localisée près des ancrages	165
5.6	Synthèse et limites des essais	166
6	Modélisation du comportement dynamique d'un système "câble+amortisseur"	168
6.1	Enjeux du modèle numérique de vibration du système "câble+amortisseur"	168
6.2	Présentation du modèle par éléments finis	169
6.2.1	Modélisation du comportement dynamique du câble et validation	169
6.2.2	Modélisation de la mise en œuvre du dispositif amortisseur	174
6.3	Contribution des phénomènes à l'amortissement du câble	174
6.3.1	Apport d'un matériau élastique	175
6.3.2	Effet de la dissipation intrinsèque due à la transformation martensitique	177
6.3.3	Contribution de la R-phase dans le pouvoir amortissant de l'alliage	178
6.3.4	Influence des effets de vitesse sur la dissipation de l'alliage	180
6.3.5	Effets combinés de la R-phase et de la vitesse de sollicitation	182
6.3.6	Prise en compte de l'hétérogénéité du matériau	183
6.3.7	Synthèse des résultats et sélection du modèle le plus pertinent	188
6.4	Validation du modèle de comportement dynamique	191
6.4.1	Configuration "amortisseur et force déviatrice à $L/2$ "	191
6.4.2	Configuration "amortisseur à $L/4$ et force déviatrice à $L/2$ "	193
6.4.3	Configuration "amortisseur à $L/2$ et force déviatrice à $L/4$ "	193
6.5	Synthèse des résultats fournis par le modèle	196
	Conclusions et perspectives	198
	Annexe	205

Introduction générale

Actuellement, de nombreuses recherches ont pour objet la durabilité des parties métalliques des ouvrages d'art et plus particulièrement celle de leurs câbles. Ceux-ci sont sollicités par l'environnement extérieur et ainsi sujets à une vibration quasi-permanente. Le problème de durée de vie en fatigue se pose d'autant plus que le milieu environnant des ouvrages d'art se révèle souvent agressif (rayons Ultra Violets, eau, sel de dégivrage, produits d'entretien des chaussées...). Ainsi, les gestionnaires des ouvrages doivent veiller à la protection de ces câbles pour des raisons économiques (ils représentent près de 20% du coût d'un pont), politiques et afin d'assurer la sécurité des usagers.

Des dispositifs amortisseurs sont destinés à être utilisés sur tous types de ponts ou structures à câbles extérieurs. Les ouvrages principalement ciblés sont ceux dont les câbles présentent des amplitudes de déplacement importantes et/ou des fréquences de vibration élevées. Ces deux paramètres sont effectivement cruciaux dans un problème de tenue en fatigue. En effet, les câbles sont amenés à équiper des ouvrages prévus pour durer plus de 50 ans. Parmi les désastres notables survenus sur des câbles d'ouvrages d'art, on peut citer le cas du pont de Maracaibo au Vénézuëla, dont trois câbles se sont rompus en 1979. Le pont de Jinan Yellow River, en Chine, a vu 13 de ses câbles sévèrement endommagés après moins de 15 ans de mise en service. Les technologies de dispositifs amortisseurs existants ont mis en évidence de sévères limitations de fonctionnement. Celles-ci peuvent conduire à l'augmentation des contraintes mécaniques au sein de la structure et, par la même occasion, à la ruine totale du dispositif. Un dispositif amortisseur doit en effet veiller à ne pas modifier l'état de contraintes au sein de la structure, qu'il est sensé protéger.

Ainsi, un nouveau dispositif reposant sur la technologie des Alliages à Mémoire de Forme (AMF) a été développé dans le cadre du projet de recherche Européen SMARTer (2006-2009), au sein duquel l'unité Structures Métalliques et à Câbles (SMC) de l'Ifsttar a été fortement impliquée. Un brevet Ifsttar a par ailleurs été déposé en 2009, puis étendu à l'international en 2011 [1]. Ce projet participe à l'entrée des AMF dans la filière du Génie Civil. A notre connaissance, on y dénombre deux autres applications de ces matériaux. Tout d'abord, ils ont fait leurs preuves au sein de dispositifs antisismiques (Dolce et Cardone [2], Torra *et al.* [3]). Deux propriétés remarquables des AMFs, telles que leurs capacités de recentrage à l'intention de la structure ou bien leur fort pouvoir amortissant, sont utilisées. Celles-ci peuvent être mises en œuvres par l'intermédiaire d'éléments distincts du dispositif. On peut mentionner quelques travaux portant sur les ponts, où les dispositifs sont généralement placés entre les pylônes et le tablier (Wilde *et al.* [4], DesRoches and Delemont [5]), ou sur les bâtiments (Krumme *et al.* [6], Indirli *et al.* [7], Castellano *et al.* [8]). Par ailleurs, de récentes recherches proposent d'utiliser les AMF en tant que renforcements extérieurs "actifs" de structures en béton (El-Tawil and J. Ortega-Rosales [9], Deng *et al.* [10], Li *et al.* [11]). Les

fils de NiTi sont alors enroulés autour de cylindres de béton (Choi *et al.* [12]). La pré-tension des fils, favorisée par les propriétés remarquables de ces alliages, contribue au ralentissement de la propagation des fissures dans les cylindres. Le bénéfice, sur le plan mécanique, dépend de la microstructure initiale de l'AMF retenu (Tran *et al.* [13]).

Soucieux de comprendre comment les AMF permettent de dissiper l'énergie mécanique des câbles oscillants et afin d'exploiter toutes leurs performances sur le long terme, le sujet de thèse présenté dans ce mémoire se ramène à un dispositif amortisseur simplifié. Celui-ci sera étudié, au cours de la thèse, durant sa mise en application concrète ainsi que le comportement des fils d'AMF intégrés.

La thèse se divise en deux parties, précédées d'une étude bibliographique (chapitre 1). Celle-ci rappelle l'origine des problématiques liées à la mise en vibration des câbles de Génie Civil, ainsi que les différentes solutions mises en œuvre aujourd'hui. Dans ce chapitre, les propriétés remarquables des AMF à base de Nickel-Titane (NiTi) sont présentées et leur emploi est justifié. Ensuite, nous abordons l'aspect modélisation numérique du comportement des AMF afin d'aiguiller le travail mené au cours de cette thèse.

La première partie, composée de trois chapitres, est consacrée à l'étude des fils d'alliage NiTi qui seront intégrés par la suite au dispositif amortisseur. Dans le chapitre 2, nous étudions le matériau sur le plan thermomécanique afin de mettre en évidence et de caractériser les transformations de phase mises en jeu. Un nouveau modèle de comportement 1D est présenté dans le chapitre 3 et validé selon un critère énergétique lié au pouvoir amortissant du matériau. Dans le chapitre 4, nous nous intéressons cette fois au comportement de la structure "fil", expérimentalement puis numériquement. Une extension du modèle de comportement précédent nous amène à construire un modèle "non-local" en variables internes, réalisé sous un code industriel d'éléments finis.

La deuxième partie, composée de deux chapitres, porte sur la mise en application pour le Génie Civil. L'étude porte alors sur le dispositif amortisseur et son influence sur la réponse dynamique d'un câble vibrant. Le chapitre 5 présente les essais effectués sur un banc de vibration des câbles et les résultats associés sont analysés afin d'évaluer l'efficacité du dispositif. Dans le chapitre 6, nous présentons un modèle d'éléments finis associé aux essais de vibrations afin d'analyser qualitativement et quantitativement le rôle joué par les différents phénomènes mis en jeu au sein des fils de NiTi.

En conclusion, nous faisons le bilan de ce travail puis proposons une procédure d'optimisation, par itération, du dispositif (dimensionnement et emplacement le long du fil) en vue de l'application visée. Une utilisation concrète du modèle d'éléments finis mis en œuvre au chapitre 6 est ainsi décrite.

Chapitre 1

Introduction des AMF dans un dispositif amortisseur de câbles

L'étude bibliographique se divise en deux parties. La première partie traite de la dimension Génie Civil de la thèse. Elle a pour but de présenter les problématiques qui touchent les câbles de Génie Civil, les solutions mises en œuvre actuellement mais aussi leurs limites. Ces dernières ont d'ailleurs conduit à étudier de nouveaux systèmes et de nouvelles technologies. Des résultats analytiques portant sur le comportement mécanique du câble sont énoncés, ainsi que les outils dédiés à la modélisation numérique des câbles de Génie Civil. Après avoir exposé les possibilités offertes par les AMF à base de Nickel-Titane (NiTi) en vue de l'amortissement de telles structures, une deuxième partie consiste en la présentation du comportement thermomécanique de ces alliages. Les propriétés remarquables des AMF sont recensées ainsi que les principales difficultés auxquelles sont confrontés les spécialistes du domaine. Enfin, la modélisation numérique du comportement thermomécanique des AMF est discutée. Ainsi, nous pourrons porter notre choix sur le modèle que nous jugerons le plus pertinent au regard de notre application et qui formera le socle de notre travail.

1.1 Les câbles pour ouvrages d'art

Qu'ils soient "à haubans" (figure 1.1), "suspendus" (figure 1.2) ou "à béton précontraint" (figure 1.3), les ponts conservent une tenue mécanique à l'épreuve des sollicitations extérieures grâce à l'emploi de câbles. En effet, le souhait de réduire le poids des ouvrages pour des raisons économiques, a conduit à la mise en place d'un moyen de répartir les charges exercées sur le tablier vers les pylônes porteurs.

Les câbles métalliques sont utilisés pour leur résistance à la traction alliée à leur souplesse. Cela facilite ainsi le transport et permet leur adaptation sous diverses applications. Leur souplesse est permise grâce à leur structure toronnée, où plusieurs fils sont enroulés autour d'un fil central. Ainsi, la rupture d'un de ces fils ne remet pas en cause l'intégrité de la totalité du câble et les éventuelles fissures ne se propagent pas d'un fil à l'autre. Les deux portions de fils résultant d'une rupture sont ré-ancrées dans la structure filaire et participent à nouveau à la résistance mécanique de la structure. Finalement, la rupture partielle d'un câble se traduit par une simple diminution locale de section et de rigidité du câble.



FIGURE 1.1 – Pont de Normandie (Le Havre-Honfleur/France)



FIGURE 1.2 – The Golden Gate Bridge (San Francisco/Etats-Unis)



FIGURE 1.3 – Pont de Krk (Ile de Krk-Croatie)

Les fils employés dans les câbles sont constitués d'acier quasi-perlitique (teneur massique en carbone voisine de 0.8%). La fabrication des fils s'accompagne d'un traitement thermomécanique afin de leur garantir une résistance mécanique importante et de prévenir les fissures de fatigue. Ainsi, un fil est désoxydé, patenté puis écroui à froid par tréfilage. Une galvanisation des fils peut être effectuée afin d'augmenter leur résistance à la corrosion, au détriment des caractéristiques mécaniques cependant [14].

1.1.1 Le toron

La constitution la plus simple d'un câble, celle du toron mono-couche, consiste à enrouler en hélice six fils autour d'un fil droit, appelé "âme". Les torons multi-couches contiennent des couches supplémentaires de fils enroulés.

Lorsque les différentes couches contiennent des fils de même diamètre et qu'une couche externe contient systématiquement six fils de plus que la couche précédente, on parle d'une configuration de toron "ordinaire". Le pas d'hélice évolue alors d'une couche à l'autre. Dans les configurations à "fils parallèles", les diamètres des fils sont différents entre deux couches (toronnage Seale, figure 1.4) ou au sein d'une même couche (toronnage Warrington, figure 1.5). Ces configurations permettent de conserver le pas d'hélice entre les couches et de diminuer la pression entre les fils.

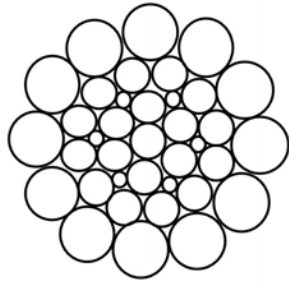


FIGURE 1.4 – Toron Seale

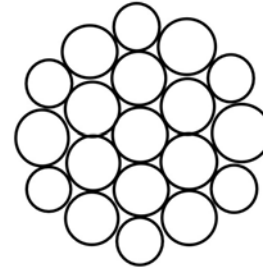


FIGURE 1.5 – Toron Warrington

Le pas d'hélice α a une influence sur le module d'Young apparent E_c d'un toron [14]. La relation communément admise est la suivante :

$$E_c = E \cos^3 \alpha \quad (1.1)$$

Avec E le module d'Young du matériau constitutif des fils (d'environ 210 GPa pour un acier).

1.1.2 Les différents types de câble

Il existe différents arrangements géométriques des câbles :

- Les câbles à torons torsadés, pour lesquels les torons sont disposés en hélice autour de l'âme qui peut être un toron ou un fil de composition chimique différente.
- Les câbles à torons parallèles, où les câbles ancrés dans une base par un système de clavette sont tendus dans la même direction.
- Les câbles à fils parallèles qui sont constitués de fils disposés parallèlement et recouverts de gaines (en métal ou polyéthylène).

Dans la pratique, les ouvrages d'art sont équipés de câbles à torons parallèles, ou même de câbles mono torons. En effet, des câbles mono torons équipent les ponts suspendus ou les ponts à haubans (torons multi-couches). Leur diamètre varie de 40 à 100 mm pour un module d'élasticité apparent de l'ordre de 150 GPa (i.e. inférieur de 25% environ à celui d'un fil seul et dépendant du pas d'hélice choisi). Les différentes couches du toron sont généralement à pas inversé. Dans le cas de ponts à haubans, les câbles sont articulés car fixés à la structure à l'aide de la technologie de douille à chappe. Parfois, les dernières couches de ces torons sont constituées de fils profilés en Z, donnant ainsi une surface lisse à l'ensemble du câble. Les possibilités d'infiltration de l'eau et de produits agressifs dans la structure filaire sont ainsi nettement réduites. Une gaine, en matière plastique (polyéthylène à haute densité) ou en fibres de carbone (à titre expérimental), ou encore une couche de peinture peuvent recouvrir l'ensemble [14].

Les câbles à torons parallèles, de module d'élasticité d'environ 200 GPa, équipent quant à eux les ponts à haubans ou les ponts à béton précontraint. Dans ce dernier type de pont, du béton est coulé autour de câbles lors de leur mise en tension. L'effet escompté est de créer des contraintes résiduelles de compression dans le béton, une fois la sollicitation du câble relâchée. Les câbles sont alors difficilement accessibles.

1.1.3 Les pathologies dans les câbles pour ouvrages d'art et leurs origines

La fatigue et la corrosion sont les problèmes majeurs de telles structures composées d'acier mais la combinaison de différents facteurs introduit de nouveaux phénomènes nuisibles [15]. La pluie, le vent, le rayonnement ultra violet, les cycles gel-dégel, le vandalisme affectent la durabilité des ouvrages et de leurs câbles. Ces câbles, placés dans des environnements agressifs, sont soumis par ailleurs à des sollicitations de type aéroélastique de fortes intensités.

Le déplacement des ancrages ("excitation paramétrique"), sous l'effet du mouvement de l'ouvrage complet dû au trafic ou au vent peut provoquer la mise en vibration des haubans ou des câbles. Le vent, seul ou combiné à l'eau, peut directement provoquer des sollicitations périodiques dans les câbles ou haubans et les faire osciller. Parmi les principaux phénomènes à l'origine des instabilités aéroélastiques, on peut citer : le détachement tourbillonnaire (tourbillons de Von Karman autour des câbles non profilés), l'effet de sillage (création de tourbillon par perturbation des câbles entre-eux), l'action du vent turbulent, les instabilités aéroélastiques ("galop"), la respiration des torons (interaction aérodynamique de torons placés en faisceaux) et surtout la combinaison pluie/vent. Ce dernier est dû à la modification du profil aérodynamique du câble sur lequel les filets d'eau ne s'écoulent pas de la même façon. Il est responsable des cas sur ouvrages dits "problématiques" dans 90% des cas et ne concerne que les premiers modes de vibrations. Sur le "Puente Real Bridge" de Badajoz (Espagne), des oscillations de près de 40 cm d'amplitudes ont été constatées. Dans le cas particulier du pont "Erasmus" de Rotterdam (Pays-Bas), le premier mode n'a pas été mis en jeu [16]. Il existe une "variante" de ce phénomène consistant en la combinaison de la neige et du vent. Si les oscillations deviennent trop importantes et mal maîtrisées, les haubans peuvent subir un endommagement en fatigue, comme l'illustre l'exemple des ponts "Veterans Memorial" et "Fred Harman" (Texas), confrontés à des cas de ruptures de fatigue à "faible nombre de cycles".

Les sollicitations ainsi induites expliquent les phénomènes de fatigue et de fretting-fatigue. Le "fretting fatigue" est causé par la friction des fils constitutifs du câbles, lors d'oscillations de très faibles amplitudes. Il fait l'objet d'études depuis seulement 20 ans [17], [18]. La figure 1.6 illustre les conséquences possibles du fretting-fatigue, constatées au niveau de l'ancrage d'un hauban du pont de Saint-Nazaire.

L'eau, qui peut se mélanger à des composants agressifs pour l'acier (sels de déverglaçage, soufre de l'atmosphère), s'accumule dans les ancrages, les gaines ou encore les jonctions de câbles, aggravant ainsi la corrosion de ces éléments. L'usure est souvent associée à la corrosion ou à la fatigue. En effet, la friction entre les câbles conduit à une abrasion avec perte de matière sujette à la corrosion, ou amorçant des fissures de fatigue.



FIGURE 1.6 – Endommagement d'un hauban par fretting-fatigue [19]

Le rayonnement ultra-violet touche quant à lui les matières plastiques dédiées à la protection des haubans (par dégradation ou photo-oxydation des chaînes de polymères) créant ainsi des contraintes thermomécaniques dans les câbles. La durée de vie des agents protecteurs permettant aux matières plastiques de lutter contre les rayonnements ultra-violets est réduite par l'action du vent.

1.1.4 Le comportement mécanique des câbles

L'étude du comportement statique du câble consiste à déterminer la déformée du câble au repos. Cela permet de mettre en évidence l'effet du poids propre du câble et de l'angle formé avec le tablier, qui joue un rôle à la fois dans le comportement statique et dynamique. Pour plus d'informations, on peut se reporter au rapport technique du Setra [15], ou encore à l'ouvrage "Cable vibrations in cable-stayed bridges" de E. de Sa Caetano [16].

Des modèles analytiques prévoient le comportement dynamique des câbles ou haubans, ce qui revient à analyser les modes de vibrations. Dans un premier temps, on peut considérer le hauban comme une "corde vibrante", dont la rigidité à la flexion serait négligeable. Cette première approche permet notamment de prévoir les fréquences modales (f_n) des oscillations libres (cf. équation 1.2)

et donne la réponse dynamique d'un câble par superpositions de modes sinusoïdaux (cf. équation 1.3).

$$f_n = \frac{n}{2L} \sqrt{\frac{T}{\mu}} \quad (1.2)$$

Où T est la tension du câble, L est sa longueur et μ sa masse linéique.

$$y(x, t) = \sum_{n=1}^{\infty} A_n \sin \frac{n\pi x}{L} \sin(\omega_n t + \phi_n) \quad (1.3)$$

Avec A_n la contribution des modes de rang n en termes d'amplitude.

Dans le cas d'un problème dissipatif, la résolution permet d'introduire un facteur prenant en compte l'amortissement. La solution est de la forme :

$$y(x, t) = \sum_{n=1}^N A_n \sin \left(\frac{n\pi x}{L} \right) \exp(-\omega_n \xi_n t) \sin(\omega_n^d t + \phi_n) \quad (1.4)$$

Avec la pulsation d'un système dissipatif, $\omega_n^d = \omega_n \sqrt{1 - \xi_n^2}$. ξ_n est le taux d'amortissement associé au mode de rang n [15].

Les formules analytiques seront largement exploitées dans la suite de la thèse. Ce modèle peut-être enrichi par la prise en compte de l'effet du câble sous son poids propre. La solution associée à la réponse dynamique du système alors obtenue se traduit aussi par une superposition de modes. Dans le cas d'un câble pesant, l'allure des modes symétriques, dépend du paramètre adimensionnel d'Irvine λ , tel que $\lambda^2 = \left(\frac{mgL}{T} \right)^2 \frac{L}{TLe}$. Celui-ci traduit les effets de dimension du câble sur le comportement du câble [20], [21]. λ^2 est généralement petit devant 1. Le modèle de la corde vibrante représente alors le comportement d'un hauban pesant de manière satisfaisante. λ^2 peut néanmoins atteindre des valeurs plus importantes pour des haubans de grandes portées. L'impact sur l'allure des modes symétriques est alors notable. On peut montrer que le ventre des modes propres est translaté perpendiculairement à la droite reliant les deux extrémités du câble. Pour des valeurs intermédiaires de λ^2 , ce décalage peut atteindre la moitié de l'amplitude maximale de vibration du câble. Lorsque les valeurs de λ^2 deviennent plus importantes, ce décalage décroît. Dans ce cas, les modes laissent apparaître des ventres supplémentaires près des ancrages. Cela entraîne des erreurs notables dans la prédiction de la réponse dynamique du câble par l'approche de la corde vibrante.

1.1.5 La modélisation numérique des câbles

Quelques modèles numériques de câbles du Génie Civil ont été mis en œuvre à travers l'utilisation de modèles d'éléments finis. Cependant, ils requièrent un grand nombre d'éléments afin de pouvoir rendre compte des phénomènes propres à la disposition des fils tels que le frottement interfilaire. Parmi les modèles les plus utilisés, on peut citer ceux de Kasper [22], Cutchins [23], Durville [24] et Nawrocki [25]. Pour effectuer une analyse dynamique transitoire, nécessitant de nombreux incréments de temps, un modèle peu coûteux en nombre d'éléments est préférable.

Des modèles simples consistent à assembler en série des éléments linéaires de type "poutre" à 2 nœuds (1 point de Gauss) avec une rigidité à la flexion nulle. Les nœuds concentrent alors le poids de la structure totale. Le comportement local est donc relativement incorrect mais le comportement global est satisfaisant dans la mesure où l'on ne tient pas compte de l'effet du poids propre et de l'inclinaison du câble. Ces effets peuvent jouer un rôle important si l'on souhaite introduire un amortissement ponctuel dans le modèle numérique. De nouveau, le paramètre d'Irvine servira à prévoir la qualité de l'approche numérique. On comprend aisément que la discrétisation de l'assemblage influe fortement sur le résultat à l'échelle locale, car le poids sera réparti de façon plus ou moins homogène le long du câble. Il a d'ailleurs été montré pour la prise en compte des 3 premiers modes dans l'étude de la déformée du câble, que seuls 9 éléments étaient nécessaires. Ces résultats ont été vérifiés expérimentalement sur le pont de Vasco de Gama pour des haubans dont le paramètre d'Irvine vaut de 0.023 et 0.344 (<1).

La modélisation des câbles tient généralement compte de l'effet du module d'élasticité "apparent". Celui-ci est différent de la valeur donnée pour une poutre faite du même matériau. La correction du module permet de mieux considérer la souplesse du câble et d'améliorer la distribution des efforts. Une formule fait par ailleurs intervenir le paramètre d'Irvine dans le calcul du module "apparent" (cf. équation 1.5) [26].

$$E_{app} = \frac{E}{1 + \frac{\lambda^2}{12}} \quad (1.5)$$

La longueur et la masse linéique augmentant, le module apparent diminue. En revanche, E_{app} augmente avec la tension du câble. L'écart relatif entre le module et le module apparent est quasiment nul jusqu'à la valeur de $\lambda^2 = 0.1$, de 10% pour $\lambda^2 = 1$ et de 50% pour $\lambda^2 = 10$.

1.1.6 Les solutions mises en place actuellement

Ce paragraphe aborde les différentes solutions actuellement mises en place pour prévenir ou atténuer la vibration des câbles. Celles-ci ont des fonctions différentes.

Il existe des solutions préventives. Dans le cas d'instabilités créées par la combinaison de la pluie et du vent, des gaines profilées peuvent recouvrir les haubans et des traits de soudures hélicoïdaux peuvent être réalisés, afin de désorganiser l'écoulement de l'eau (cf. figure 1.7-a)). Les gaines ont aussi pour effet d'augmenter l'amortissement aérodynamique et pour inconvénient d'augmenter le coefficient de traînée des haubans.

Parmi les solutions curatives, on trouve des dispositifs permettant de contrer les oscillations transversales ou bien l'excitation paramétrique.

Dans la seconde catégorie, on compte ainsi les amortisseurs internes (1.7-b)), placés en série entre le câble et le tablier de l'ouvrage. Ce sont les oscillations longitudinales provoquées par le déplacement relatif des ancrages, qui sont principalement affectées. La technologie de ces amortisseurs repose sur l'utilisation d'un matériau dissipant de l'énergie par distorsion (cisaillement d'une gomme), ou par frottement sec. L'installation de tels dispositifs sur le pont de Badajoz (Espagne) a permis de mettre fin aux vibrations paramétriques [16].



a)



b)

FIGURE 1.7 – a) Gaine avec fil hélicoïdal [15] - b) Dispositif amortisseur "interne" [15]

On trouve aussi les "aiguilles" (cf. figure 1.8-a)). Il s'agit de fils métalliques reliant les différents câbles entre eux. Selon leur position le long du câble, ils permettent alors d'éviter les modes les plus défavorables. Les aiguilles permettent par ailleurs d'éviter certains phénomènes de sillage. Enfin, elles contribuent à atténuer la résonance paramétrique mais s'avèrent peu efficaces pour contrer la vibration transversale des câbles [15]. Toutefois, le pont "Fred Harman" a bénéficié de bons résultats en termes d'amortissement par augmentation locale de la rigidité suite à la mise en place d'aiguilles d'interconnexion des haubans. Enfin, l'augmentation de rigidité traduit une augmentation de la fréquence propre du système "câble". Cela permet de s'éloigner de la fréquence de résonance de la structure complète, généralement inférieure d'un ordre de grandeur par rapport à la fréquence propre des câbles.



a)



b)

FIGURE 1.8 – a) "Aiguilles" [15] - b) Dispositif amortisseur "externe" [15]

Pour contrer les oscillations transversales, des amortisseurs externes sont disposés en "parallèle" des ancrages entre le câble et le tablier de l'ouvrage (cf. figure 1.8-b)). Ils permettent de limiter l'amplitude des oscillations puis d'atténuer la vibration. En effet, la capacité d'amortissement

intrinsèque du câble est très faible. Il s'agit généralement d'amortisseurs visqueux ou hydrauliques, dits "passifs" car indépendants de toute source d'énergie extérieure. Le fluide s'échappe d'une chambre à l'autre d'un cylindre afin de réaliser l'équilibre des pressions de part et d'autre d'un piston, solidaire du mouvement du câble. On compte aussi les amortisseurs actifs peu répandus puisqu'il ne peuvent pas fonctionner en autonomie et les amortisseurs semi-actifs tels que les "MR dampers" (magnéto-rhéologiques), capables d'optimiser leurs performances par variation d'un champ magnétique.

Dans une certaine mesure, ces dispositifs peuvent prévenir les instabilités *a priori*. Un fort pouvoir amortissant permet de contrer l'apparition d'instabilités de type "pluie/vent" [15]. Des études d'aéroélasticité ont ainsi conduit à des recommandations formulées dans le PTI Guide Specification et la Federal Highway administration : le paramètre aérodynamique de Scrouton S_{co} (cf. équation 1.6) doit être, de préférence, supérieur à 10.

$$S_{co} = \frac{\mu \xi}{\rho_{air} D^2} \quad (1.6)$$

Avec μ la masse linéique du câble (16.1 kg.m⁻¹ pour le câble qui sera étudié dans la suite de la thèse), ρ_{air} la densité de l'air (1.225 kg.m⁻³, à 15°C et au niveau de la mer). Le taux d'amortissement ξ_{rec} satisfaisant ce critère est de $\xi_{rec} > 0.7\%$ pour la grande majorité des haubans et de $\xi_{rec}^{Ifsttar} > 0.23\%$ pour le câble étudié à l'Ifsttar dans le cadre de la thèse. Généralement, le taux d'amortissement intrinsèque d'un câble (i.e. ξ) est compris entre 0.05 et 0.5%. Le taux d'amortissement des câbles du pont "Oresundsbron" a été porté à 0.7% suite à l'installation de dispositifs, ce qui a eu pour effet d'annuler toute instabilité aérodynamique [16].

Les amortisseurs de type visqueux ont été largement étudiés, expérimentalement et analytiquement. Il a été montré que la prédiction des résultats fournis par la théorie se dégradait lorsque la rigidité des haubans considérés et leur inclinaison devenaient significatives (jusqu'à 50% d'erreur d'après Sun *et al.* [27]). L'amélioration progressive des modèles par Kovács a permis d'évaluer le taux d'amortissement maximal possible pour le mode 1 [28]. Pacheco *et al.* [29] ont réalisé une courbe universelle fournissant le taux d'amortissement en fonction de l'emplacement du dispositif et d'un coefficient d'amortissement introduit précédemment par Uno *et al.* [30]. Cette courbe a été généralisée ensuite par Cremona [31] au terme de la prise en compte de l'inclinaison et de l'effet de déformée du câble sous son poids propre ("sag-effect"). Tabatabai et Mehrabi ont introduit l'extensibilité du câble sous l'effet du poids propre ainsi que la rigidité à la flexion dans leur approche. Le taux d'amortissement maximal a donc été revu à la baisse, d'autant plus que le dispositif est proche des ancrages [32]. Les travaux de Fujino et Hoang [33], [34], [35] ont porté sur la prise en compte de la flexibilité du support, le comportement non linéaire du dispositif lui-même (cas des amortisseurs "High Damping Rubber") ou bien la multiplication des dispositifs. Ces études considèrent généralement un dispositif placé depuis les ancrages à une distance correspondant à 1-10% de la longueur du câble.

Cependant, les amortisseurs externes de type visqueux sont peu efficaces pour des fréquences trop élevées, pour lesquelles le fluide devient trop visqueux pour assurer son rôle. Cela peut conduire à la ruine des dispositifs (exemple du pont d'"Oresundsbron"). C'est sur ce point crucial que repose tout l'objet de notre étude. Le but est de mettre au point une technologie capable de pallier ce désagrément tout en assurant une performance comparable.

C'est pourquoi la technologie des alliages à mémoire de forme, intéressants pour leurs propriétés dissipatives, a fait son entrée dans le domaine du Génie Civil dans le cadre du projet Européen SMARTer. Le prototype du dispositif amortisseur conçu avec la participation de l'Ifsttar est proposé en figure 1.9. Les propriétés remarquables des alliages à base de NiTi sont présentées dans la section qui suit.

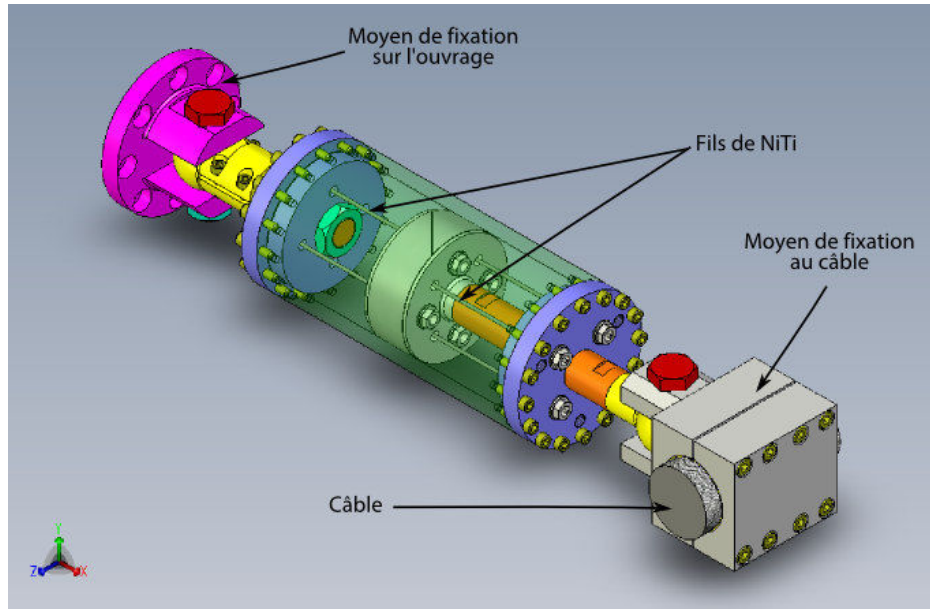


FIGURE 1.9 – Prototype d'amortisseur à base de fils de NiTi [1]

1.2 Les alliages à mémoire de forme à base de Nickel-Titane

La propriété remarquable de "mémoire de forme" fut découverte dans les années 1930, et plus particulièrement en 1963 par le Naval Ordnance Laboratory (Buehler *et al.* [36]) en ce qui concerne l'alliage à base de Nickel-Titane (Nitinol). Ces alliages sont de bons candidats à l'amortissement de vibrations mécaniques [37]. Par exemple, l'amortissement des vibrations d'origines sismiques a fait l'objet de nombreuses études : Zuo *et al.* [38], Torra *et al.* [3], Sharabash et Andrawes [39], Speicher *et al.* [40]. Dans le cas de sollicitations aéroélastiques, les domaines de fréquences et d'amplitudes auxquelles sont soumis les câbles de pont sont différents. Cette seconde partie de l'étude bibliographique présente cette famille d'alliages et nous permet de justifier le choix de cette technologie pour amortir les vibrations des câbles de Génie Civil.

1.2.1 La classe des matériaux intelligents

Les matériaux dits intelligents ont la capacité d'adapter leur réponse (comportement mécanique, thermique, magnétique, électrique...) en fonction des sollicitations extérieures exercées (naturelles ou forcées). Il existe différentes classes de matériaux intelligents : les matériaux piézo-électriques, les matériaux magnétostrictifs (électrostrictifs), les fluides électro-rhéologiques, les polymères conducteurs, les polymères à transparence variable et enfin les Alliages à Mémoire de Forme (AMF) [41].

Les AMF peuvent ainsi être utilisés en tant que capteurs ou actionneurs dans divers domaines :

- Dans le biomédical, avec les agrafes de fractures osseuses, les stents et les arcs orthodontiques.
- Dans l'industrie aéronautique, employés en tant qu'actionneurs thermiques (ex : manchons d'accouplement).
- Dans l'industrie automobile, employés en tant qu'actionneurs thermiques et électriques (ex : verrouillage centralisé).
- Dans le vestimentaire, pour rigidifier et mettre en forme les chapeaux...
- Dans le domaine architectural, pour la prévention antisismique.
- Dans l'agroalimentaire, employés en tant que "Thermo-marqueur", pour la détection des ruptures sur les chaînes de froid.

En particulier, la bio-compatibilité [42], la résistance à la corrosion et à la fatigue font du NiTi un matériau prometteur dans différents domaines de la recherche et de l'industrie.

Les AMF sont classés selon trois familles, en fonction des éléments chimiques qui les composent : NiTi pour les Nitinols, Cu pour les cuivreux ou Fe pour les ferreux. Huang a effectué la comparaison d'AMF relativement courants dans l'industrie : NiTi, CuAlNi et CuZnAl (cf. tableau 1.1). Il en a déduit de meilleures performances pour le NiTi [43], au regard des propriétés thermomécaniques. Seul le coût de la matière semble être un obstacle à une diffusion plus importante dans le monde industriel. Certaines des caractéristiques affichées dans le tableau 1.1, seront introduites par la suite.

Propriétés	NiTi	CuZnAl	CuAlNi
Dilatation thermique ($10^{-6} \cdot K^{-1}$)	6.6-11	17	17
Chaleur massique ($J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$)	450-620	390-400	373-574
Conductivité thermique à $20^{\circ}C$ ($W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}$)	8.6-18	84-120	30-75
Température de fusion ($^{\circ}C$)	1250-1300	950-1050	1000-1050
Plage de transformation ($^{\circ}C$)	[-200, +200]	[-200, 150]	[-200, +200]
Plage d'hystérésis ($^{\circ}C$)	2-50	5-20	20-40
Masse volumique ($kg \cdot m^{-3}$)	6400-6500	7540-8000	7100-7200
Résistivité électrique ($10^6 \Omega m$)	0.5-1.1	0.07-0.12	0.1-0.14
Contrainte de recouvrement maximal (MPa)	500-900	400-700	300-600
Module d'Young (GPa)	28-83	70-100	80-100
Amortissement (SDC%)	15-20	30-85	10-20
Taille des grains (μm)	1-100	50-150	25-100
Limite d'utilisation en température ($^{\circ}C$) pour un maintien d'une heure	400	150	300
Tenue en corrosion	Identique Inox 300	Identique Bronzo aluminium	Identique Bronzo aluminium
Coût relatif	10-100	1-10	1.5-20

TABLE 1.1 – Tableau comparatif des propriétés des principaux AMF compilées par Huang dans [43]

Dans l'optique de développer un dispositif amortisseur, Dolce et Cardone ont attribué aux Nitinols deux atouts intéressants. Premièrement, on peut constater une souplesse intermédiaire de

ce matériau, permettant de limiter les amplitudes de vibrations sans toutefois transmettre des efforts d'intensité trop élevée vers la structure. Deuxièmement, on observe une tendance à ramener la structure dans sa position initiale [44]. Ces points reposent en fait sur les propriétés remarquables propres aux AMF, résultant d'un changement de phase solide-solide : la "transformation martensitique".

1.2.2 La transformation martensitique

A l'origine, la transformation martensitique des aciers provient de la formation de la phase solide "basse température" martensitique, après trempe de la phase solide "haute température" austénitique.

Le terme de transformation martensitique a été réutilisé pour les AMF, mais celle-ci se démarque sur différents points de son homonyme [45], [46], [47], [48], [49], [50]. La transformation martensitique dans les AMF, durant laquelle coexistent les deux phases et où l'une se forme au détriment de l'autre, s'effectue sans diffusion d'atomes. On parle alors de transformation "displacive", synonyme de conservation de la composition chimique du matériau. Dans la suite de l'étude, nous parlerons uniquement de la transformation propre aux AMF.

La transformation martensitique des AMF vue de la microstructure

Lors de la transformation martensitique, un changement de forme macroscopique quasi-instantané (à la vitesse de propagation proche de la célérité du son dans le matériau considéré) s'explique par la déformation collective et coopérative du réseau cristallin d'une distance inférieure aux paramètres de maille. Cette déformation peut être décomposée en trois étapes : une déformation de Bain, une déformation à réseau invariant, puis une rotation [51]. Cela se traduit par une faible variation de volume, un cisaillement important dans un plan et une direction et enfin par l'apparition de cristaux de martensite. La transformation martensitique est déviatorique : le volume se conserve et la pression hydrostatique a peu d'influence sur son comportement [52]. Le mouvement cristallographique opéré lors de la transformation martensitique est réversible. Lorsque le chemin inverse (martensite vers austénite) se produit, on parle de transformation martensitique inverse.

Le changement de phase suit un processus de germination puis croissance de la phase martensitique, de structure cristalline monoclinique (B19', figure 1.10-b)), au sein de la phase mère austénitique, caractérisée par une configuration cubique centrée (B2, figure 1.10-a)) [53].

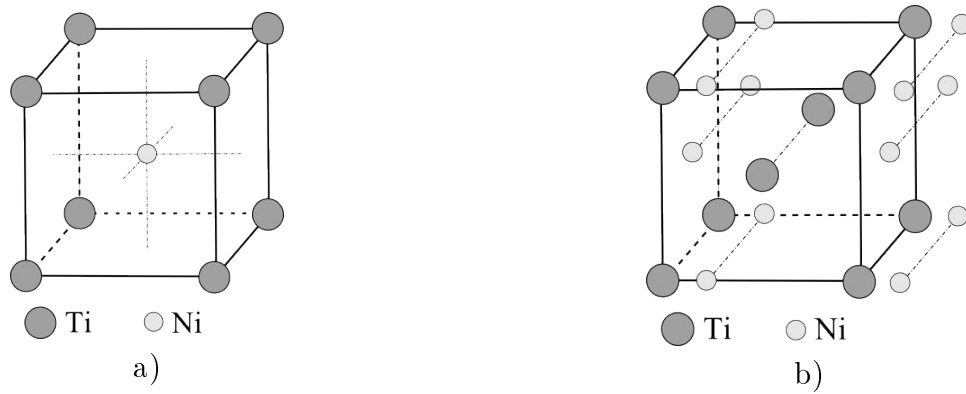


FIGURE 1.10 – Structures cristallologiques du NiTi : a) B2 - b) B19'

La forme de la structure B19' est telle que le nombre de symétries est inférieur à celui de la structure B2. Afin de minimiser l'énergie d'interaction avec l'austénite, les plaquettes de martensite possédant le même plan de cisaillement et la même orientation se regroupent. On caractérise alors parfois la phase martensitique est "désordonnée".

La transformation est provoquée par un chargement thermique (apparition de martensite auto-accommodée) et/ou mécanique (apparition de martensite orientée selon une direction préférentielle). Les deux types de transformation ne sont pas équivalents (cf. schéma donné en figure 1.11). La transformation de martensite obtenue lors d'un chargement thermique impose aux variantes de grossir au sein de la phase mère par accommodation, afin de minimiser les contraintes internes. L'énergie élastique est alors relaxée et l'orientation aléatoire des variantes de martensite se traduit seulement par une déformation très superficielle et non macroscopique [37]. En présence de contraintes mécaniques, l'apparition de martensite induit une ré-orientation préférentielle des variantes, selon la direction de l'effort appliqué. On observe alors une déformation macroscopique du matériau (cf. figure 1.12).

Dans le cas des NiTi, chaque variante de la phase martensitique est en fait composée de deux sous-variantes parmi les douze existantes (ce qui porte le nombre total à 24 variantes). Jusqu'à trois de ces "variantes" peuvent occuper un même grain. Cela explique que la déformation résultant de la transformation ne soit pas uniforme au sein du grain même. Lorsque les valeurs de contraintes sont très importantes, la fraction volumique de martensite thermiquement induite devient négligeable, tandis que les deux types de martensite coexistent pour de faibles niveaux de contrainte. La réversibilité de la transformation martensitique s'explique en partie par le fait que les variantes de martensite se contractent pour pouvoir changer d'orientation [49] et par la compatibilité entre certaines variantes de martensite [54]. Les interfaces austénite/martensite sont alors rendues mobiles.

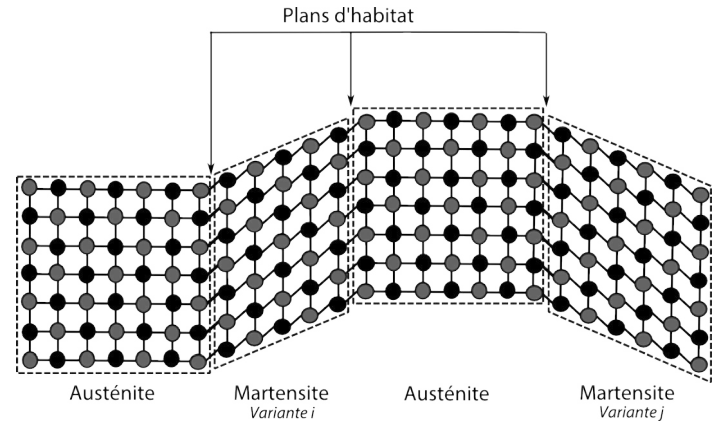
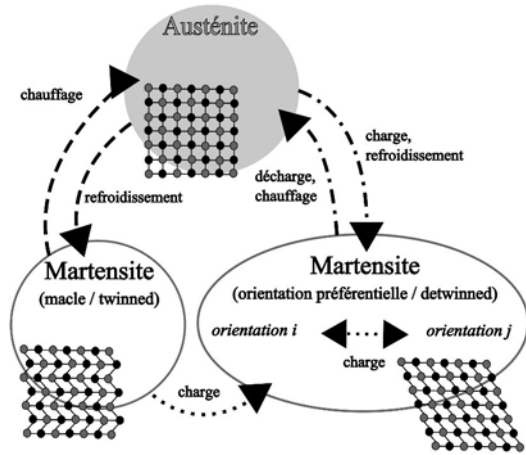


FIGURE 1.11 – Synthèse de la transformation de phases

FIGURE 1.12 – Schéma de l'assemblage austénite/variantes de martensite

La figure 1.13 présente les domaines d'existence des phases sur le pseudo diagramme de Clausius-Clapeyron (d'après [55]). Ces domaines sont décrits par les niveaux de température, de contrainte mais aussi par l'histoire thermomécanique du matériau. En effet, une position donnée dans le diagramme n'indique pas nécessairement un même état du matériau selon si la transformation prend effet dans la direction directe ou inverse. Les propriétés remarquables des AMF s'expliquent par les chemins thermomécaniques imposés au matériau. En extérieur, la température n'est en général pas contrôlée à moins de disposer d'une enceinte thermique ou d'un dispositif de régulation de température. Il est donc bien plus facile d'agir sur la pré-tension du fil d'AMF pour se placer dans le domaine de fonctionnement "optimal" de l'alliage. La connaissance de ce diagramme est donc primordiale.

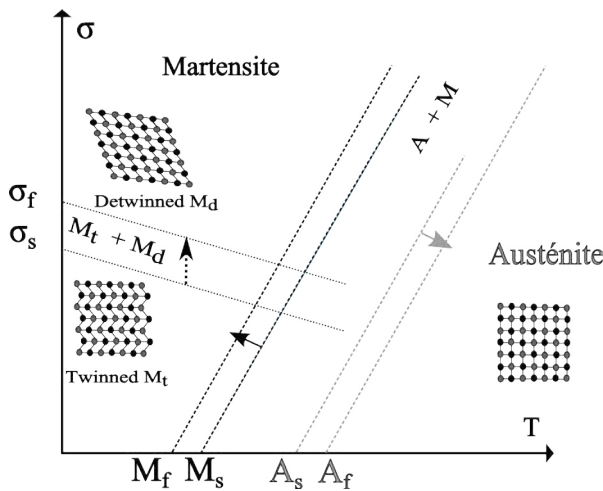


FIGURE 1.13 – Diagramme de phases des AMF d'après [55]

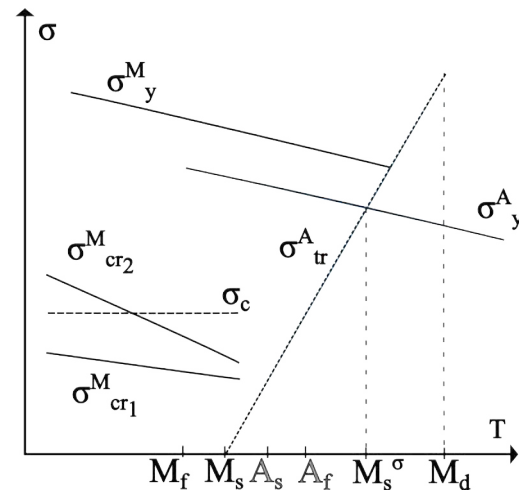


FIGURE 1.14 – Diagramme de phases des AMF amélioré d'après [56]

Considérant un alliage biphasé, Prokoshkin a présenté dans [56] un diagramme de phase plus complet, qu'il est intéressant d'étudier lorsque la température extérieure du dispositif varie sur une

plage importante. Le diagramme présenté en figure 1.14 met en évidence les seuils de plasticité conventionnels associés aux phases austénitique et martensitique. M_d correspond à la température maximale au delà de laquelle aucune transformation martensitique n'est possible. M_s^σ est la température maximale sous laquelle la formation de martensite orientée sans déformation résiduelle due à la plasticité est assurée. L'activation des dislocations et donc de la plasticité de l'alliage dépend de la température, et peut intervenir avant la transformation martensitique pour des températures relativement hautes ($T > M_s^\sigma$). Le phénomène de plasticité participe à la durée de vie en fatigue du matériau et doit être maîtrisé. Par ailleurs, les déformations résiduelles induites modifient l'état initial du dispositif et donc la pré-tension. Les déformations résiduelles ne sont donc pas souhaitées dans le cas d'un actionneur ou d'un amortisseur, contrairement au cas d'un dispositif antisismique faisant office de "fusible" [3].

Suite à la formation de martensite thermique pour de faibles niveaux de contraintes, exercer un chargement mécanique provoque une réorientation du cristal entre les frontières du pseudo-diagramme σ_{cr1}^M et σ_{cr2}^M (cf. figure 1.14). Selon la position de ce domaine par rapport à la contrainte limite de ferroélasticité σ_c , plusieurs cas de figures sont à envisager. Si la réorientation se produit sous σ_c , la recouvrement de forme ne se produira pas lors de la décharge, la réorientation inverse n'étant pas favorable sur le plan énergétique. En revanche, ce recouvrement sera possible à des températures inférieures telles que $\sigma_c < \sigma_{crM}$. Ce cas de figure précis correspond au comportement "caoutchoutique" (like-rubber effect), mentionné plus loin dans ce chapitre.

Le comportement d'un alliage est dépendant de la nature des chargements exercés (multiaxiaux, proportionnels/non proportionnels), mais aussi de sa composition et de son histoire thermomécanique, qui affecte la matériau à l'échelle de la microstructure. Des études ont permis l'observation de ces changements microstructuraux par l'utilisation d'un microscope électronique à balayage (Brinson *et al.* [55], Tan et Crone [57]) ou par mesure de résistivité électrique du matériau (Liu *et al.* [58], Vacher et LExcellent [59], Šittner *et al.* [60], [61], [62], Taillard *et al.* [63]). La seconde méthode consiste à suivre la variation de la tension électrique aux bornes d'un échantillon traversé par un courant imposé. La résistivité électrique du matériau est plus élevée en phase austénitique qu'en phase martensitique. La transformation martensitique est alors caractérisée par une variation brusque de la résistivité. Par ailleurs, cette méthode a permis de mettre en évidence la relation de linéarité entre le taux de martensite z et la part de déformation associée à la transformation ε^{tr} [63], [64]. Vacher et LExcellent ont ainsi proposé la relation suivante (équation 1.7) [59] :

$$\varepsilon^{tr} = \gamma z \quad (1.7)$$

Avec γ la déformation maximale obtenue par orientation des variantes de martensite et z la fraction volumique de martensite. L'équilibre des phases impose les relations suivantes : $0 \leq z \leq 1$ et $z^\sigma + z^T + z^A = z^M + z^A = 1$, avec z^σ la fraction volumique de martensite orientée, z^T celle de martensite d'origine thermique et z^A celle d'austénite.

Des méthodes de diffraction des rayons X/neutrons ont par ailleurs été employées (Zhao *et al.* [65], Šittner *et al.* [66], Paula *et al.* [67]).

Les phases intermédiaires

Dans le cas particulier des alliages à base de NiTi riches en Nickel, la transformation directe peut conduire à la formation d'une phase-R (de configuration rhomboédrique, figure 1.15-a)) intermédiaire, à température ambiante. Pour des valeurs de températures relativement faibles, on peut constater la présence de R-phase à l'état libre de charge en plus de la phase austénitique. Il en résulte un matériau de plus grande ductilité par rapport à un matériau 100% austénitique. Les causes d'apparition de la R-phase sont généralement expliquées par la présence de précipités riches en Nickel, de type Ni_4Ti_3 principalement [68], [69]. Des traitements thermomécaniques tels qu'un roulage à froid ou un revenu peuvent être à l'origine de la présence de ces précipités [70]. Dans [71], Otsuka *et al.* proposent une légère substitution du Nickel par l'élément Fer dans les NiTi équiatomiques ou encore un traitement thermique parvenant à augmenter la densité de dislocations. On recense quatre variantes pour cette phase, compte tenu de sa géométrie [71].

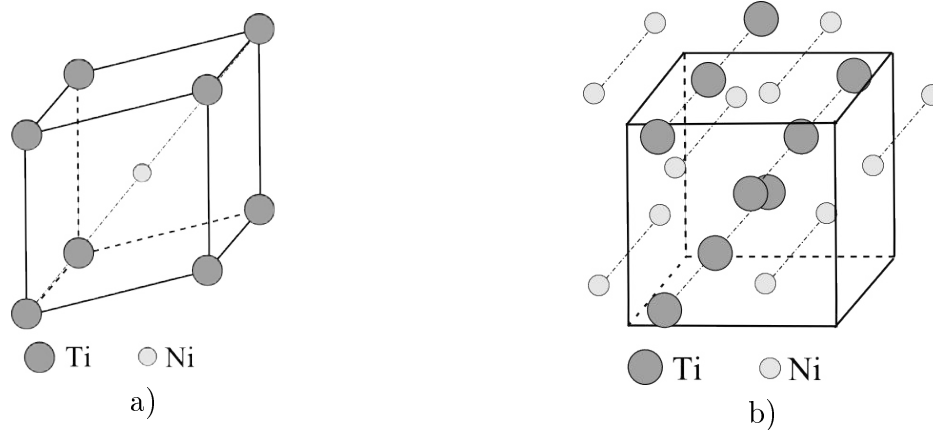


FIGURE 1.15 – Structures cristallographiques du NiTi : a) rhomboédrique R-phase - b) B19

Des études ont démontré l'importance de bénéficier d'une telle phase, car elle participe à la stabilité des propriétés remarquables des AMF et confère une résistance accrue à la fatigue [70], [72]. Sur le plan thermodynamique, la phase rhomboédrique est cependant moins favorable que la phase martensitique. Il existe néanmoins des similarités avec cette dernière, car l'apparition de R-phase au sein de la phase mère résulte elle aussi d'une déformation de Bain [71].

A notre connaissance, il existe peu de pseudo-diagrammes de Clapeyron mettant en jeu la R-phase dans la littérature. On peut tout de même citer les travaux de Urbina *et al.* [73], de Olbricht *et al.* [74] et de Sedláček *et al.* [75]. En revanche, les travaux portant sur la R-phase s'accordent à dire que le niveau de contrainte de début de transformation est bien plus sensible vis-à-vis de la température que celui de la transformation martensitique. C'est pourquoi de hautes températures annoncent la transformation martensitique avant la transformation R-phase. Cette dernière, moins stable sur le plan énergétique, ne peut alors se former. De même, la R-phase n'apparaît que partiellement pour des températures légèrement inférieures.

Malgré le lien fort avec la microstructure, la transformation R-phase est en fait peu affectée par la densité de dislocations [76]. En effet, les dislocations en densité importante sont plus résistantes

aux mouvement des variantes de R-phase en comparaison des précipités présents dans l'alliage. Les moyens expérimentaux énoncés précédemment conviennent aussi pour la mise en évidence de la présence de R-phase. On compte parmi les premières preuves, les observations au microscope optique de Nishida *et al.* [77]. Les méthodes de diffraction des neutrons in-situ et de mesures ultrasons (vitesse du son et atténuation des ondes) ont été appliquées pour le dosage des phases, ainsi que pour la détermination de la texture de la martensite et les propriétés élastiques [60], [61]. Afin d'identifier la structure cristalline, on peut recourir à la technique CBED (convergent beam electron diffraction). Il s'agit d'une méthode de diffraction des électrons prenant en compte les effets dynamiques. On compte aussi la méthode de diffraction des rayons X [78]. Par ailleurs, on peut observer un ou deux pics supplémentaires associés à la transformation austénite-R-phase sur les courbes de calorimétrie différentielle ou DSC (cf. figure 1.16) par rapport à une courbe dont le matériau ne produit pas de R-phase. Ce type d'essai consiste à déterminer le flux de chaleur à apporter par la machine pour suivre un cycle thermique imposé par la consigne (Matsumoto [79], Shaw et Kyriakides [80], Liu *et al.* [58] [81], Šittner *et al.* [66]).

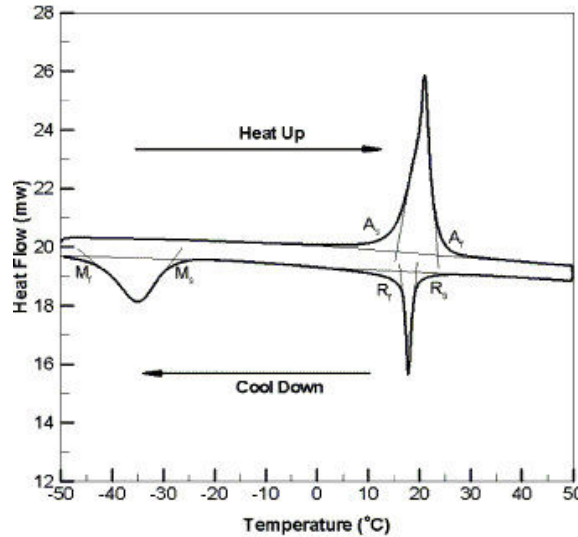


FIGURE 1.16 – Mise en évidence de la R-phase par essai de DSC pour un alliage de NiTi revenu [82]

Les essais de DSC, très fréquemment utilisés, fournissent de nombreuses informations quantitatives, à savoir les températures de transformation (points d'inflexion au niveau de la base de chaque pic comme illustré sur la figure 1.16) ainsi que l'enthalpie associée à chaque transformation (proportionnelle à l'aire sous les pics). L'enthalpie représente en fait la quantité de chaleur absorbée ou désorbée par le matériau pendant ses changements de phase. Le fait que les transformations ne soient pas neutres sur le plan thermique aura son importance, comme nous le verrons par la suite.

En présence de cuivre, la transformation directe de la structure B2 vers la structure B19' peut rencontrer une autre structure intermédiaire B19 (configuration orthorhombique, figure 1.15-b)) [83]. En revanche, cette phase est difficile à identifier car elle apparaît en même temps que la phase B19' et bénéficie de caractéristiques similaires. Pour des raisons de simplification, la phase B19 est très fréquemment occultée, en particulier dans les travaux de modélisation numérique.

Comparaison des propriétés de l'austénite et de la martensite

Le tableau 1.2 établit la comparaison des propriétés mécaniques et thermiques de la martensite par rapport à celles de l'austénite (ainsi que la R-phase dans la mesure du possible). Cela permet d'illustrer la répercussion d'une variation à l'échelle de la microstructure sur le comportement macroscopique du matériau. En présence de différentes phases, de très nombreux travaux numériques appliquent une "loi des mélanges" pour déterminer les caractéristiques du matériau à l'instant courant, connaissant les fractions volumiques associées aux phases pures. Nous verrons plus loin que les propriétés sont dépendantes des traitements thermiques, mécaniques et thermomécaniques opérés lors de l'alliage. Cette comparaison est donc réalisée à titre indicatif et ne concerne pas le matériau qui sera utilisé au cours de la thèse.

Propriétés	Martensite	Austénite
Dilatation thermique ($10^{-6} \cdot K^{-1}$)	6.6	11
Résistivité thermique ($\mu \cdot \Omega cm$)	8.6	18
Module d'Young (GPa)	40	75
Résistance à la traction (MPa)	Recuit : 895 Ecroui : 1900	Recuit : 895 Ecroui : 1900
Allongement à rupture	Recuit : 25 à 50% Ecroui : 5 à 10%	Recuit : 25 à 50% Ecroui : 5 à 10%

TABLE 1.2 – Tableau comparatif des propriétés thermomécaniques de l'austénite et de la martensite [84]

Le changement de phase entre l'austénite et la martensite orientée et/ou auto-accommodée permet aux AMF d'adopter les comportements suivants :

- le comportement pseudo-élastique (super-élasticité et effet caoutchoutique) (cf. paragraphe 1.2.3)
- l'effet mémoire simple sens (EMSS) (cf. paragraphe 1.2.4)
- l'effet mémoire double sens (EMDS) (cf. paragraphe 1.2.4)
- un pouvoir amortissant (cf. paragraphe 1.2.5)

Dans le cas de la transformation R-phase, le comportement super-élastique, l'effet mémoire double sens et le pouvoir amortissant ont été mis en évidence.

1.2.3 Le comportement superélastique, un cas particulier de la pseudo élasticité

Les AMF sont reconnus pour leur comportement pseudo-élastique : ils peuvent en effet tolérer, pour une température extérieure généralement contrôlée, un niveau de déformation réversible significatif associé à un comportement hystérétique. Ce type de comportement ne se présente que sur certaines plages de températures. Le comportement super-élastique, qui repose sur la transformation martensitique, nous intéresse particulièrement, et retiendra toute notre attention dans la suite de la thèse. Nous aborderons aussi l'effet caoutchoutique à titre anecdotique car il ne prend effet que pour de faibles valeurs de températures et affiche de faibles performances, en matière de dissipation.

Un comportement hystérétique

Le comportement superélastique se manifeste par l'apparition, au-delà d'un seuil de contrainte, d'une déformation en apparence "plastique" et pourtant réversible. Un "pseudo-écrouissage" est alors mis en évidence. Ce phénomène se produit à l'état initial "haute température" austénitique et à température constante ($A_f < T < M_s^\sigma$) (voir le diagramme de phase en figure 1.17).

D'après le pseudo-diagramme de phase qui montre un niveau de contrainte de transformation différent lors de la charge ou de la décharge mécanique, le matériau emprunte deux chemins distincts sur le plan σ - ε , représenté en figure 1.18. Localement, la déformation est récupérée de façon instantanée pendant la décharge, indépendamment de la vitesse de sollicitation durant la charge [85]. Tant que $T < M_s^\sigma$, l'activation des dislocations ne se produira qu'une fois la transformation martensitique intégralement opérée. La figure 1.18 décrit le comportement pour une sollicitation jusqu'à atteindre le seuil de plasticité : une déformation irréversible est alors obtenue.

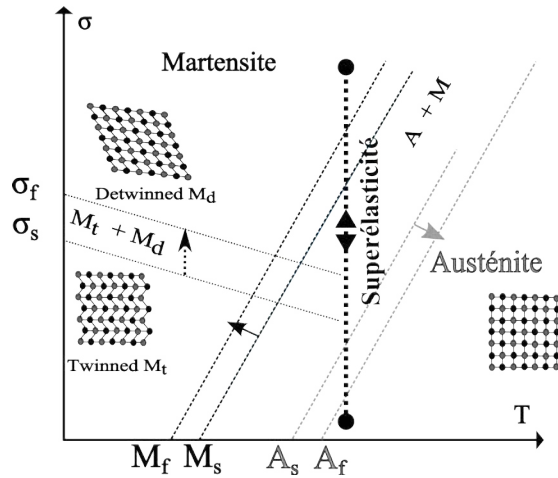


FIGURE 1.17 – Comportement superélastique re-

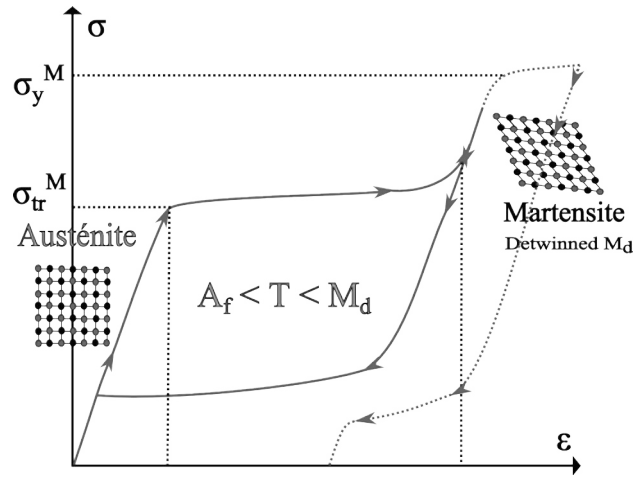


FIGURE 1.18 – Réponse en traction du NiTi re-

Dans les polycristaux de NiTi, la taille des grains est de l'ordre de la dizaine de μm . Plus elle est faible, plus le niveau de déformation irréversible est important d'après Brailovski dans [86]. La contrainte seuil de début de transformation et le pseudo écrouissage sont généralement plus élevés dans les polycristaux, tandis que la déformation maximale récupérable est inférieure, par rapport aux monocristaux. Dans ces derniers, la martensite peut continuer à se former sans voir apparaître de "pseudo-écrouissage", c'est-à-dire sans augmentation de la contrainte. On peut créer des comportements "intermédiaires", et donc agir sur les propriétés fonctionnelles des AMF en faisant apparaître des textures particulières dans le matériau (le monocristal étant "parfaitement texturé"). Il a été montré pour des textures et des chargements selon des directions particulières que des polycristaux toléraient de plus grandes déformations super-élastiques que les monocristaux. L'explication réside dans la présence de joints de grains qui induit des contraintes internes [87]. Par exemple, Gall *et al.* ont fait la comparaison du comportement mécanique de ces deux types de cristaux de Nitinol (voir figure 1.19) [88].

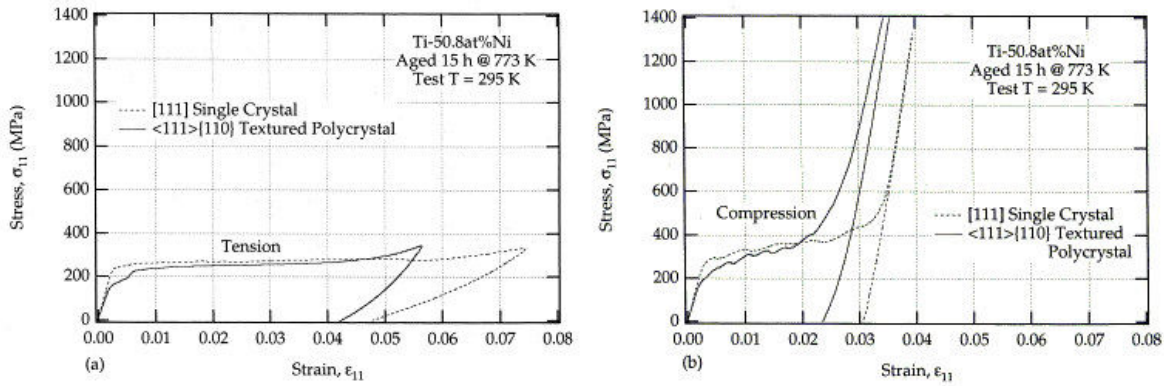


FIGURE 1.19 – Comparaison des réponses mécaniques d'un alliage monocristallin NiTi orienté dans la direction $[111]$ et d'un polycristal avec une texture selon le plan (111) et la direction $[110]$ en : a) traction ; b) compression [88]

La figure 1.19 montre au passage que le comportement super-élastique n'est pas symétrique entre un chargement en traction et en compression. Ce phénomène provient de la différence de variantes activées au niveau des grains selon la direction de sollicitation [89]. Si la géométrie des échantillons est celle d'un fil, les sollicitations en compression sont à proscrire en raison du phénomène de flambement.

Si le chargement imposé ne permet pas d'achever la transformation martensitique directe ou inverse, des boucles internes se forment. Le comportement mécanique "s'adapte" à la formation de ces boucles mémorisées par le matériau. La dissipation d'énergie, évoquée par la suite, est ainsi affectée. Ce phénomène a été mis en évidence lors d'essais de traction, par Dolce et Cardone [44], Peultier *et al.* [90], Chemisky [91].

La formation de R-phase est suivie d'une distorsion progressive des mailles rhomboédriques. Le module d'élasticité associé est inférieur à celui de l'austénite. Ces deux phénomènes participent à une déviation par rapport à la linéarité du comportement mécanique, précèdent le plateau de transformation martensitique. La transformation R-phase est par ailleurs associée à une aire d'hystérésis relativement faible et un court cyclage thermique. La déformation de transformation " $B_2 \rightarrow R$ " est de l'ordre de $0.5 - 1\%$ contre plus de 8% pour la transformation martensitique directe ($B_2 \rightarrow M$ ou $R \rightarrow M$) [92]. C'est pourquoi sa prise en compte est souvent négligée et qu'elle suscite un faible intérêt.

Les alliages à bases de NiTi sont appréciés pour leur dureté et leur rigidité associées à ce comportement super-élastique. En vue de dimensionner des amortisseurs antisismiques, Dolce et Cardone préconisent de mettre en place des AMF dont le domaine en température de superélasticité $[A_f - M_s^\sigma]$ est le plus large possible et centré sur la température en service moyenne de l'environnement de la structure à protéger [44]. Le choix du matériau adapté associé à une pré-tension judicieusement choisie peut donc permettre d'optimiser le dispositif.

L'effet de la température ambiante et de la vitesse de déformation

Compte tenu des conditions de sollicitation et de l'environnement dans lequel se trouvent les fils d'AMF utilisés dans un dispositif amortisseur placé en extérieur, il est nécessaire de prendre en compte l'influence de la vitesse de sollicitation et de l'environnement thermique sur le comportement mécanique du matériau.

Les contraintes de début de transformation "directe" et "inverse" augmentent avec la température extérieure, comme l'ont illustré précédemment les différents diagrammes de phase. La relation de linéarité entre ces contraintes et la température est communément admise (cf. équation 1.8 par Tobushi *et al.* [93]). Dans une première approche, on considère que la température est homogène au sein du matériau.

$$\begin{aligned}\sigma_{Ms} &= C_M(T - Ms) \\ \sigma_{As} &= C_A(T - As)\end{aligned}\tag{1.8}$$

Avec C_M et C_A du même ordre de grandeur ($C_M > C_A$) pour $\dot{\epsilon} < 10^{-2}/60 \text{ s}^{-1}$. La pente obtenue pour une sollicitation en traction dans les travaux d'Orgéas et Favier [52] était de 8.4 MPa.K^{-1} . Cela se traduit sur la courbe σ - ϵ par une translation de la boucle d'hystérésis vers les hauts niveaux de contrainte avec l'augmentation de la température. Il en est de même pour la R-phase. Dans [60], les auteurs ont obtenu une valeur de 17 MPa.K^{-1} . Une saturation pour des températures supérieures à l'ambiante a tout de même été observée.

Malgré la quasi instantanéité de la transformation du matériau, l'inertie thermique ne permet pas l'échange de chaleur entre le matériau et l'environnement extérieur de façon instantanée. Il n'est donc pas anormal d'observer un décalage entre la fin de la transformation martensitique et l'évolution de la température (cf. Shaw et Kyriakides [80], Paradis *et al.* [94]). De plus, les conditions aux limites thermiques ne permettent pas d'obtenir un champ de température homogène, ce qui se traduit par une contrainte de début de transformation hétérogène au sein d'un échantillon (He et Sun, [95]). Nous verrons plus loin les conséquences de cette remarque.

Par ailleurs, la transformation martensitique est exothermique (désorption d'énergie à partir du lieu de transformation agissant comme une source de chaleur) et la transformation inverse est endothermique (absorption de chaleur). Ce phénomène a été mis en évidence dans les travaux de thèse de Schlosser [96] et Vigneron [97] par les techniques de DSC ou de calorimétrie infra-rouge. L'échantillon a donc tendance à s'échauffer lors de la charge puis à refroidir lors de la décharge. Selon les échanges thermiques réalisés entre le matériau et l'environnement (effets de convection avec l'air ambiant, rayonnement, conduction entre le fil et ses moyens d'ancrage...) et la vitesse de sollicitation du matériau, l'équilibre thermique peut être atteint dans une certaine mesure. Il est d'autant plus facile à atteindre que la vitesse de sollicitation est faible ou les échanges thermiques importants [98]. Pour une vitesse de déformation $\dot{\epsilon}$ généralement inférieure à $2.10^{-2}/60 \text{ s}^{-1}$, on observe un chargement "Quasi-Statique" puisque la chaleur est absorbée ou désorbée instantanément vers l'extérieur. La variation de température est ainsi négligeable. Pour des vitesses plus importantes ($\dot{\epsilon} > 10^{-1}/60 \text{ s}^{-1}$), l'équilibre thermique n'est cependant plus assuré et l'essai n'est plus "isotherme". Tobushi *et al.* ont relevé dans cette gamme de vitesse une augmentation de la

température proportionnelle à $\dot{\varepsilon}$ [93]. Pour des chargements plus rapides, le matériau peut être "isolé" de son environnement sur le plan thermique. D'importantes variations de température sont alors mesurées au sein du matériau. Morin *et al.* ont observé les conséquences de la vitesse sur les énergies mises en jeu pour un alliage 51 at.% Ni-Ti, dans des conditions d'essais réalisés en laboratoire. La valeur maximale de dissipation d'énergie a été obtenue pour la vitesse de 10^{-3} s^{-1} tandis que la quantité d'énergie associée a été évaluée à $10 \text{ MJ.m}^{-3}/\text{cycle}$ [98]. La géométrie de l'éprouvette et les moyens de fixation jouent un rôle prépondérant dans l'échange thermique avec l'environnement extérieur.

Les variations de températures provoquent ainsi un "réajustement" en temps réel des contraintes de début de transformation (avec une tendance défavorable à la transformation). Il en résulte une augmentation de la pente des plateaux de transformation aller et retour par rapport à celle observée dans la configuration Quasi-Statique [93] (cf. Shaw et Kyriakides [80]). Ainsi, la température affecte le comportement mécanique, qui lui-même a des conséquences sur les échanges énergétiques à travers les enthalpies de transformation de phases. On parle alors de "couplage thermomécanique" : les comportements mécaniques et thermiques se répondent mutuellement. Selon Peyroux *et al.* [99], ce couplage suffit à faire apparaître un comportement hystérétique. En revanche, Bouvet et Saint-Sulpice ([100], [101]) ont observé des comportements hystérétiques pour des essais Quasi-Statiques, mettant alors en évidence une dissipation intrinsèque du matériau. Paradis *et al.* ont mis cette dissipation sur le compte du travail mécanique des frictions internes converti en chaleur [94]. Cette dissipation intrinsèque conduit, pour des vitesses de sollicitation suffisamment importantes, à un auto-échauffement en "moyenne" du matériau, tant que la chaleur n'est pas absorbée instantanément par l'environnement.

On peut évaluer sur la courbe σ - ε , l'énergie volumique de transformation correspondant à l'aire sous la courbe "aller" et l'énergie volumique de recouvrement sous la courbe "retour". La différence entre les deux "chemins" illustre l'énergie volumique dissipée par le matériau au cours d'un cycle. On peut faire la démonstration en effectuant un bilan d'énergie sur un cycle thermodynamique (état final équivalent à l'état initial) [99]. C'est cette conversion d'énergie mécanique en chaleur qui participe au pouvoir amortissant des AMF. Mis en commun, les deux phénomènes de couplage thermomécanique et de dissipation intrinsèque sont associés dans l'équation de chaleur (équation 1.9) pour une transformation partielle proposée par Torra et Trochu dans [102].

$$Q_{p \rightarrow m} + W_f = mc\Delta T_{Q+W} \rightarrow l_{p \rightarrow m} \quad (1.9)$$

Avec $Q_{p \rightarrow m}$ la chaleur latente de transformation, W_f le travail de friction interne du matériau, c sa capacité calorifique et m la masse de l'échantillon. Notons que les vitesses considérées ici sont suffisamment "faibles" pour ne pas prendre en compte les effets dynamiques et les phénomènes de viscosité. Pour des essais "dynamiques", Nemat-Nasser a montré que l'aire de la boucle d'hystérésis devenait alors quasi indépendante de la vitesse : les Nitinol sont plus sensibles à la température ambiante qu'à la vitesse de sollicitation mécanique [85].

L'effet de localisation en traction

L'effet de localisation dans le NiTi est un réel obstacle pour les expérimentateurs et les concepteurs de modèles, alors qu'il concerne peu les AMF de la famille des cuivreux [87]. Cet effet

se manifeste en pratique par une hétérogénéité du comportement thermomécanique du matériau (champs de déformation et de température hétérogènes) due à la fois à une transformation martensitique localisée et aux conditions aux limites thermomécaniques. La mesure de la déformation peut alors être interprétée différemment selon les plages de mesures étudiées. Des instabilités à partir d'une zone où se concentrent les contraintes (précipités, dislocations...) provoquent de soudaines germinations à partir desquels se propage un front délimitant les phases martensitique en amont et austénitique en aval. Le front suit le chemin inverse lors de la décharge [103]. Balandraud a proposé une interprétation de cette propagation de la transformation qui s'expliquerait par un effet de concentration de contrainte, induit par une modification de la géométrie de part et d'autre de celui-ci. Il a insisté par ailleurs sur le rôle important joué par la chaleur désorbée au niveau du front, s'opposant à cette propagation [104]. La localisation a été principalement constatée pour des sollicitations en traction [52] et plus particulièrement dans les alliages riches en Nickel : les précipités Ti_3Ni_4 favorisent la germination de la martensite. Shaw et Kyriakides [80] puis Sun et He [105] ont observé une relation de linéarité entre la vitesse de déformation d'une éprouvette et le nombre de sites de nucléation de martensite observés.

Le caractère exothermique de la transformation martensitique provoque l'échauffement au niveau des fronts de transformation. Cet échauffement s'oppose à la formation de martensite, d'avantage "favorable" aux faibles températures. La propagation est pourtant permise du fait des incompatibilités de déformation au niveau des fronts de transformation [106]. Les mobilités des dislocations viennent détruire les obstacles (précipités par exemple) au mouvement des variantes. Cela a pour effet de réduire progressivement la résistance au glissement des plans de cisaillement [107], [108], [109]. Li et Sun ont ainsi étudié la variation locale d'épaisseur d'un fil par profilométrie, qui du fait de l'effet Poisson, traduit un champ local de déformation transversale [105], [110]. Les fronts de propagation délimitent deux régimes de déformation d'après Bechle et Kyriakides. Ces auteurs ont mesuré les valeurs de 6.1% et 0.71%, respectivement en amont et en aval du front, pour un niveau maximal de déplacement de la traverse correspondant à 4%. Les études menées par Brinson et al, nuancent ces affirmations. Une transformation significative en aval des bandes est possible sans toutefois initier la propagation d'un front. Brinson *et al.* ont estimé la valeur de fraction martensitique maximale à près de 70% [55]. En effet, certaines variantes ne peuvent s'orienter selon la direction principale de l'effort.

On peut observer pour de relativement faibles vitesses de déformation imposées, un pic de contrainte en début de transformation représentant le niveau de contrainte nécessaire pour activer la nucléation de la martensite. Dans le cas où $\dot{\epsilon}$ est faible, l'interface austénite/martensite a le temps de se propager (lors du plateau) suite à la germination de la martensite. Ainsi, la contrainte est relaxée [93]. De même, on observe une chute de contrainte de début de transformation inverse. L'observation du phénomène est très dépendante des conditions aux limites [80], [95], [111].

Deux techniques complémentaires permettent de mettre en évidence la localisation : la corrélation d'images fournissant le champ de déformation de l'échantillon et la thermographie infra-rouge fournissant le champ de température [96], [112]. La méthode de corrélation d'images permet de suivre au cours du temps le barycentre d'un motif caractérisé par sa géométrie. Ces motifs peuvent provenir de la fissuration d'une couche de peinture inélastique recouvrant la pièce sollicitée ou encore de la fissuration d'une couche d'oxydation formée naturellement [80]. Ces différentes méthodes

utilisant la lumière visible sur des profils cylindriques (fils, barres, tubes) sont rendues difficiles en pratique en raison des effets d'ombrages et de reflets. La thermographie infrarouge consiste à mesurer l'émission d'énergie d'un matériau par rayonnement thermique à l'aide d'une caméra infrarouge. Cette mesure permet de rendre compte de l'absorption ou de la désorption de chaleur dus aux changements de phases (Iadicola et Shaw [53] et Pieczyska *et al.* [113]). La caméra est calibrée par rapport à un corps noir et l'énergie est alors convertie en valeur de température. L'angle de vue de la caméra par rapport à la normale à la surface de l'éprouvette doit être nécessairement inférieur à 45° . Il est recommandé de recouvrir l'échantillon d'une peinture fortement émissive (absorbant la lumière incidente quelle que soit la longueur d'onde associée), d'où la difficulté de coupler cette méthode avec celle de la corrélation d'images, qui nécessite un aspect visuel hétérogène [96].

L'effet de taille

L'effet de taille touche les dispositifs de très petites dimensions, i.e. de l'ordre du diamètre des grains. En effet, Frick *et al.* ont démontré une dégradation des performances de l'effet superélastique dans les micro-piles [114]. Fu *et al.* l'ont expliqué par une modification locale importante de la stœchiométrie suite à la formation de couches d'oxyde relativement épaisses par rapport à la taille des échantillons de NiTi. En augmentant la taille du spécimen, l'influence de la couche d'oxyde est réduite mais les interactions inter-granulaires deviennent un obstacle aux propriétés de mémoire de forme [115]. En revanche, la contrainte de début de transformation n'est pas affectée [114]. Par ailleurs, les effets de localisation et de taille peuvent être liés. En effet, la largeur du front de propagation de la transformation martensitique par rapport à la taille des grains peut avoir des conséquences sur l'adoucissement du matériau.

Le comportement "caoutchoutique" autre type de pseudo-élasticité

Le comportement caoutchoutique se manifeste dans le domaine martensitique ($T < M_f$) (cf. figure 1.20), lorsque la limite de réorientation du cristal se trouve supérieure à la limite de ferroélasticité (cf. figure 1.14). La martensite thermique soumise à un effort mécanique voit ses variantes se réorienter ou grossir [86]. La décharge permet de récupérer en partie la distorsion du cristal si l'on reste dans le domaine courant du diagramme. Le comportement caoutchoutique se traduit par la réversibilité de la partie foncée de la courbe donnée en figure 1.21 avec toutefois une pente plus faible que la pente élastique initiale de l'alliage.

Le terme "caoutchoutique" provient du phénomène de diminution de la rigidité. La dissipation d'énergie mise en jeu est beaucoup moins significative que celle de la super-élasticité. La partie qui est irréversible à température fixée peut en revanche être récupérée par élévation de température jusqu'à l'obtention de 100% d'austénite. Ce phénomène renvoie à l'effet mémoire simple sens présenté dans le paragraphe suivant.

1.2.4 Autres comportements thermomécaniques

Les comportements décrits dans cette section ne participent pas directement dans l'efficacité du dispositif amortisseur étudié dans la thèse mais sont subis par ce dernier. En effet, un fil d'AMF pré-

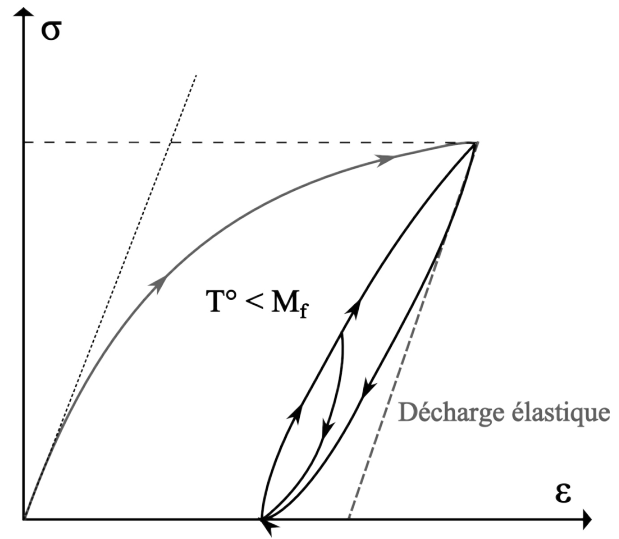
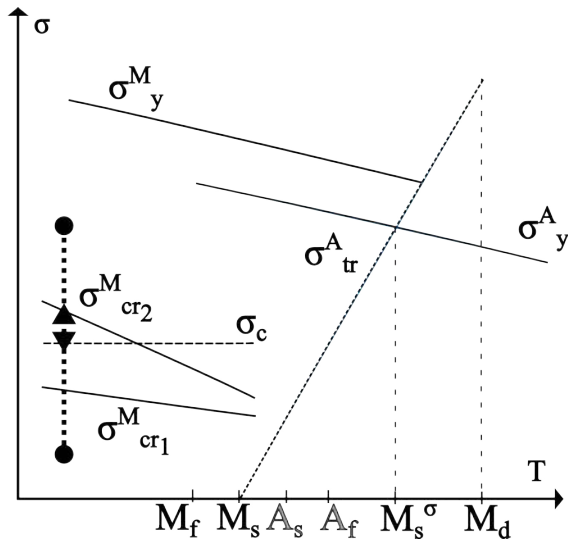


FIGURE 1.20 – Comportement caoutchoutique représenté sur le pseudo diagramme de phases d'un AMF

tendu mécaniquement et confronté aux cycles thermiques à l'échelle d'une journée (températures jour/nuit) ou d'une année (températures été/hiver) s'oppose ainsi aux fameux "effets mémoires".

L'effet mémoire simple sens

L'Effet Mémoire Simple Sens (EMSS) permet au matériau de retrouver sa forme initiale, après réorientation des variantes de martensite, sous chargement mécanique dans le domaine "basse température" (cf. diagramme en figure 1.22). Le recouvrement est alors réalisé lors d'un chauffage permettant le retour à l'état austénitique. En pratique, le chauffage est effectué par effet Joule, par rayonnement thermique ou par exposition à l'air chaud ou à l'eau chaude. La figure 1.23 représente le chemin de chargement thermomécanique dans l'espace σ - ε - T .

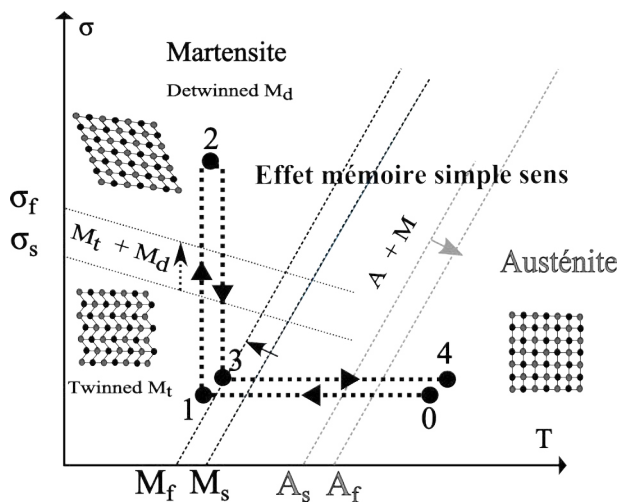


FIGURE 1.22 – Effet mémoire simple sens représenté sur le diagramme de phases

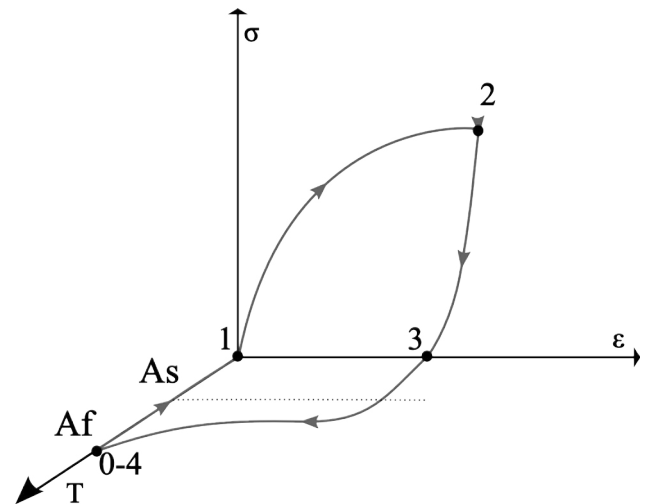


FIGURE 1.23 – Effet mémoire simple sens dans le repère σ - ε - T

Les différentes étapes du chargement thermomécanique traversées par un AMF sur les figures 1.22 et 1.23 sont décrites ci-après :

- 0-1 : On refroidit de $T_i(>A_f)$ à $T_f(<M_f)$, pour achever la formation de la martensite thermique (la déformation de transformation est négligeable).
- 1-2 puis 2-3 : On applique une charge, entraînant une déformation pseudo-plastique, puis une décharge à température constante. Cette étape se traduit par une réorientation des variantes de martensite formées au préalable.
- 3-4 : On réchauffe jusqu'à T_i sous contrainte nulle. Ainsi, l'alliage reprend sa forme initiale, dans le domaine austénitique.

Cette propriété remarquable est souvent associée aux alliages dont la composition en Nickel et en Titane est équiatomique, selon Arciniegas *et al.* [116].

L'effet mémoire double sens

L'Effet Mémoire Double Sens consiste à donner au matériau deux formes mémorisées : l'une à haute température (domaine austénitique) et l'autre à basse température (domaine martensitique). Le passage de l'une à l'autre s'effectue par changement de température uniquement (cf. diagramme en figure 1.24). Un effort mécanique constant peut-être exercé (EMDS "assisté") ou non (EMDS "non assisté").

L'effet mémoire double sens dit "non assisté" se produit donc à contrainte nulle. L'alliage nécessite alors un traitement thermomécanique (l'"éducation"). Il en résulte un champ de contraintes internes qui permettra de guider l'orientation des variantes de martensite formées lors du refroidissement. Bien que la transformation soit d'origine thermique, la martensite orientée est donc créée *a priori* [86]. Sous certaines conditions de vieillissement, la formation de précipités dans les alliages NiTi riches en élément Nickel, peut expliquer la manifestation de cet effet mémoire sans éducation thermomécanique au préalable [69].

L'effet mémoire double sens dit "assisté" se manifeste à chargement mécanique constant non nul imposé. Ce dernier a pour effet d'imposer une orientation préférentielle des variantes de martensite. Ainsi, il n'est plus nécessaire d'éduquer l'alliage au préalable. La différence avec la configuration "non assistée" (cf. figure 1.25) se fait au niveau de la déformation limite à haute température, nulle en l'absence de chargement imposé. Dans les deux cas, on observe une boucle d'hystérésis sur le plan $T-\epsilon$ qui rappelle le comportement super-élastique (cf. figure 1.25). Le domaine d'extension de température (M_f-M_s), qui peut atteindre jusqu'à plusieurs dizaines de degrés, décroît lorsqu'une contrainte est imposée au matériau [86].

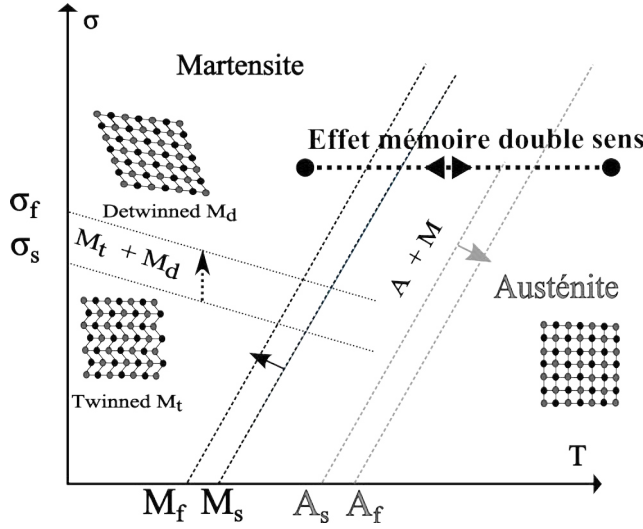


FIGURE 1.24 – Effet mémoire double sens dans le diagramme de phases

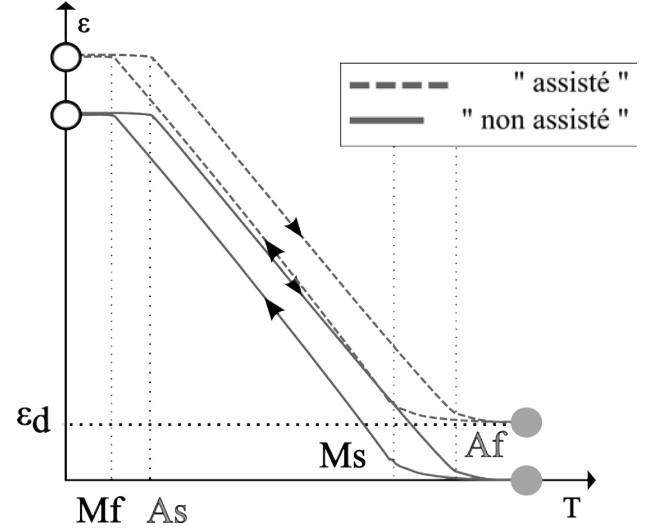


FIGURE 1.25 – Effet mémoire double sens représenté sur la courbe ε - T [89]

Lors de contraintes imposées importantes, une perte de mémoire à froid des AMF est attendue. Par ailleurs, il a été établi par He *et al.* que la formation de la R-phase lors de la transformation martensitique directe contribuait à l'augmentation de la stabilité de l'effet mémoire double sens (He *et al.* [117]).

1.2.5 Le pouvoir amortissant

Le pouvoir amortissant d'un matériau est sa capacité de dissipation d'énergie mécanique sous forme de chaleur. Les performances de dissipation d'énergie du NiTi, couplé à un système vibrant, font de cet alliage l'un des candidats idéaux face à l'amortissement ou à l'absorption d'énergie lors de chocs d'après Leo *et al.* [103]. Le pouvoir amortissant d'un alliage dépend directement de sa micro-structure et donc de sa phase. Il est dû principalement au mouvement entre les différentes variantes de martensite et d'austénite et à l'absorption d'énergie nécessaire au matériau pour subir des cycles de changement de phase. Le taux d'amortissement d'un fil de NiTi dépend donc de l'amplitude de son allongement (c'est-à-dire de l'avancée de la transformation) et de la fréquence de ses oscillations, qui traduisent une vitesse de sollicitation. Éventuellement, la position initiale sur le pseudo diagramme de phase (via la pré-tension et la température extérieure), permet de translater la zone de travail en super-élasticité.

Le pouvoir amortissant est fonction de l'état du matériau :

- A l'état austénitique : c'est la phase dont les frottements internes sont les plus faibles, du fait d'un processus de mise en ordre dynamique des défauts, dont la densité est relativement faible. Déborde *et al.* ont constaté la diminution du frottement interne avec l'augmentation de la fréquence de sollicitation de l'alliage [118]. A basse fréquence, l'amortissement augmente

avec la température.

- Etat martensitique : le pouvoir amortissant à l'état martensitique, relativement important, est lié au mouvement réversible des interfaces entre les variantes de martensite permettant les frottements internes. Lorsque la température augmente, l'amortissement augmente à basse fréquence, tandis que l'amortissement diminue à haute fréquence [118].
- Etat R-phase : le pouvoir amortissant y est relativement fort pour les mêmes raisons que celles données pour l'état martensitique, mais dans une moindre mesure.
- Transformation de phases ((A \rightleftharpoons M), (A \rightleftharpoons R), (M \rightleftharpoons R)) : le pouvoir amortissant repose alors sur le mouvement des interfaces austénite/martensite et est optimal durant la transformation de phases. Plusieurs auteurs (Schoek [119], Postnikov [120], Delorme [121], De Jonghe...) ont proposé des lois donnant l'évolution de la friction interne ou du pouvoir amortissant en fonction du taux de variation de la fraction volumique de martensite, du taux de variation de température (taux de chauffage ou de refroidissement) et de la fréquence des sollicitations.

Dans [122], Piedbœuf *et al.* ont proposé une relation reliant l'énergie dissipée (qu'elle provienne de la dissipation intrinsèque ou du couplage thermomécanique) par unité de volume ΔW (aire de la boucle d'hystérésis) avec l'énergie de déformation de transformation maximale W (aire sous la courbe lors de la transformation directe) et le "facteur de perte" η . Cette relation a été formulée pour une poutre d'AMF vibrant dans sa direction transverse. La sollicitation en flexion induite impose à la poutre de subir alternativement des cycles de transformation en traction-compression ou compression-traction selon la position du point considéré par rapport à la fibre neutre de la barre. Le comportement en compression est pris symétrique à celui de la traction. Le facteur de perte fournit directement le pouvoir amortissant d'après l'équation 1.10. La figure 1.26 représente graphiquement les énergies mises en jeu ΔW et W , sur la courbe σ - ε . Dans le cas présenté, seule la transformation martensitique est prise en compte, bien que la R-phase joue un rôle dans le pouvoir amortissant du matériau.

L'histoire thermomécanique d'un alliage de NiTi, dont l'impact sur la micro-structure a été discuté, affecte ainsi les frictions internes. La sensibilité du pouvoir amortissant vis-à-vis de la fréquence de sollicitation pour le NiTi s'observe majoritairement avec la présence de précipités riches en Ni. En effet, Xing *et al.* ont démontré que la friction interne augmentait pour le 51 at.% Ni-Ti lorsque la fréquence diminuait, tandis que le 50.2 at.% Ni-Ti n'était pas affecté [123].

Le pouvoir amortissant peut être mesuré par visco-analyseur (Dynamic mechanical analysis, DMA) ou par les méthodes de "barre de résonance" et de "pendule de torsion inversée basse fréquence". Cependant, Udoenko estime dans [124] que la difficulté dans l'étude du pouvoir amortissant réside dans le fait qu'il n'existe pas de procédure d'essais standard.

1.2.6 Sollicitations cycliques

Dans l'optique de concevoir un actionneur ou un amortisseur, dont l'utilisation se répète sur des milliers voire des millions de cycles, une analyse à court terme n'est pas suffisante car le

$$\eta = 2 \frac{1}{2\pi} \frac{\Delta W}{W - \frac{1}{2}\Delta W} = 2\xi \quad (1.10)$$

Avec ΔW l'énergie dissipée par unité de volume, W la densité d'énergie volumique de déformation de transformation maximale, η le "facteur de perte" et ξ le taux d'amortissement.

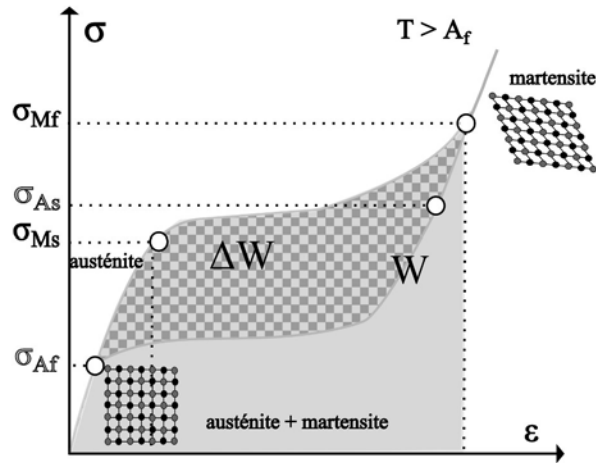


FIGURE 1.26 – Représentation schématisée des densités d'énergie volumique

fonctionnement n'est pas garanti dans la durée. Dans le cas des AMF, on recense deux types de fatigue : la fatigue structurelle, bien connue des alliages métalliques classiques et qui est gouvernée par l'amorçage et la propagation de fissures. On trouve aussi la fatigue fonctionnelle, en lien avec les performances des propriétés remarquables des AMF. Ce type de fatigue ne conduit pas à la rupture catastrophique du matériau mais à la fin de vie de la pièce tout de même, car celle-ci ne peut plus remplir son rôle. Concrètement, la fatigue fonctionnelle peut se traduire par la diminution de la dissipation d'énergie au cours des cycles de charge-décharge, réduisant ainsi le pouvoir amortissant de l'alliage. Ces deux types de fatigue sont les conséquences des modifications du matériau à l'échelle micro-structurale. Le seuil de plasticité conventionnel est thermo-dépendant comme le rappelle le diagramme en figure 1.14. La température est donc un paramètre incontournable dans ces deux phénomènes, puisque l'activation des dislocations y joue un rôle crucial.

Le comportement cyclique : la fatigue fonctionnelle

Contrairement à ce qui a été dit précédemment, l'apparition et la réorientation des variantes de martensite n'est pas totalement réversible. D'une part, l'accumulation de dislocations et de désordres à l'échelle du cristal conduit à la plasticité de l'alliage. D'autre part, ces mêmes obstacles à l'échelle du réseau atomique, mais aussi à l'échelle des grains, s'opposent à la liberté de réorientation des variantes de martensite [55]. Cela provoque le blocage de ces dernières lors de la transformation inverse comme il a été démontré par Saint-Sulpice *et al.* pour un alliage cuivreux (CuAlBe) [101]. Un "flash thermique" (échauffement relativement élevé et rapide de l'éprouvette) effectué après un chargement mécanique cyclique, a permis de récupérer une partie non négligeable de déformation permanente accumulée. Cet échauffement a permis de "forcer" le retour à la phase austénitique mais ne pouvait en aucun cas être considéré comme un recuit de normalisation (qui aurait alors effacé l'écrouissage).

Pour le comportement super-élastique (cf. figure 1.27) comme pour l'effet mémoire assisté, la partie irréversible de la déformation augmente tandis que l'aire des boucles d'hystérésis diminue avec le nombre de cycles. Les essais étaient pilotés, respectivement, en effort et en température.

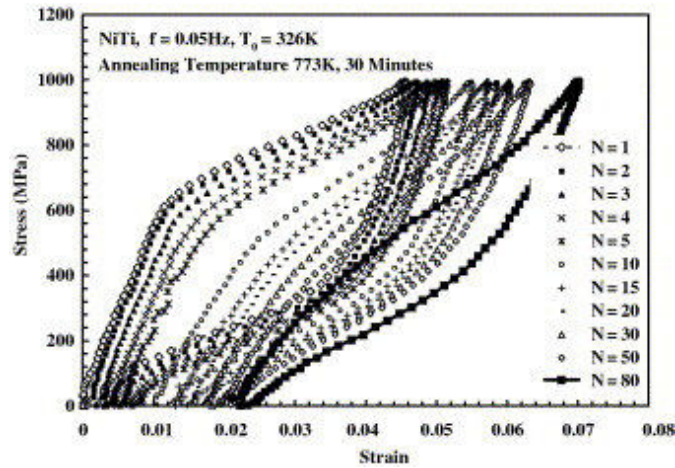


FIGURE 1.27 – Évolution du comportement super-élastique au cours des cycles à la fréquence de 0.05 Hz [85]

L'accumulation de la martensite bloquée est ici suspectée d'être à l'origine de la déformation résiduelle. L'augmentation des températures de transformation et la perte de l'effet mémoire sont parmi les autres conséquences principales de la déformation résiduelle, plus particulièrement en ce qui concerne les AMF à base de cuivre [125]. La composition du matériau est donc un paramètre influençant la part respective des phénomènes à l'origine des déformations résiduelles. La température en est un autre d'après les différents pseudo-diagrammes de phases présentés en partie 1.2.2. La température à laquelle on observe théoriquement le niveau de déformation résiduelle en super-élasticité le plus faible se situe juste au dessus de A_f . Cette zone du pseudo-diagramme assure une transformation inverse vers l'état austénitique tout en minimisant le phénomène d'activation des dislocations lié aux températures élevées. Cette température est difficile à capter en pratique car la fatigue fonctionnelle tend à modifier A_f et qu'il faudrait assurer un caractère isotherme de l'environnement. Kan et Kang ont étudié dans le cas d'un chargement uniaxial, l'influence des amplitudes de contrainte (solicitations en traction-compression pour 3 rapports de charge différents) sur l'évolution de la dissipation d'énergie à travers l'aire des boucles d'hystérésis. Lors d'un cyclage thermique avec pré-tension de l'échantillon d'AMF (effet mémoire assisté), la vitesse de dégradation du matériau dépend du niveau de contrainte imposé. En dessous d'un certain niveau de contrainte, l'endommagement est surtout renforcé dans les premiers cycles, d'après [126]. Par ailleurs, il a été montré que la déformation permanente augmentait avec la contrainte imposée. La pré-tension d'un fil subissant les cycles thermiques naturels joue donc un rôle sur la fatigue fonctionnelle. D'après Tobushi *et al.*, plus ϵ est grand plus la déformation résiduelle est grande dans le cas de la superélasticité [93]. Les pics en début de transformation révélés par Tobushi dans le cas de faibles vitesses de sollicitations diminuent avec le nombre de cycles. En effet, le comportement du matériau tend à s'homogénéiser avec l'apparition de contraintes résiduelles.

L'énergie dissipée lors des cycles traction/décharge et traction/compression diminue avec l'augmentation du nombre de cycles effectués. En effet, l'augmentation de la densité de dislocations,

qui fait apparaître des sites préférentiels de nucléation, a tendance à affecter les températures de changement de phase et à les abaisser. La transformation martensitique directe étant plus concernée par ce phénomène que la transformation retour, les boucles s'affinent. Les cycles se stabilisent après environ deux cents cycles parcourus au terme desquels la déformation résiduelle a atteint son niveau maximal [101]. On parle ainsi "d'éducation", lorsque l'on cherche à atteindre la boucle d'hystérésis stabilisée, avant la mise en service d'une pièce. Un dispositif à base d'AMF susceptible de subir des sollicitations répétées est généralement éduqué, sinon le matériau perd sa forme initiale au cours de son utilisation. Le traitement mécanique subi par l'alliage régit le comportement cyclique de certains AMF d'après Miller et Lagoudas [127]. La boucle stabilisée peut correspondre à une densité d'énergie de dissipation jusqu'à trois fois inférieure à celle de l'état initial du matériau.

La valeur de déformation résiduelle pour un alliage considéré est donc fonction de la nature du matériau, de la géométrie et de l'état de surface de l'éprouvette, du chargement (amplitude, vitesse), de la déformation résiduelle préalablement existante [128], de la température et du temps de pause entre les cycles durant lequel la température du matériau retourne vers l'équilibre [129]. En effet, Paradis *et al.* ont mis en évidence le phénomène de récupération des déformations résiduelles cumulées lors de l'interruption du cyclage en superélasticité. On observe ainsi une discontinuité de la déformation résiduelle après la reprise du cyclage mais ce phénomène n'impacte pas la forme de la courbe stabilisée. Yawni *et al.* ont étudié l'effet d'un "stop" relativement long à un niveau de contrainte exercé sur l'AMF maintenu, en différents points du cycle d'hystérésis [130]. Ainsi, un phénomène de relaxation se produit. La stabilisation de la phase austénitique induit une élévation du plateau associé à la transformation martensitique directe suite au maintien de l'effort, ainsi qu'une élévation de la première partie du plateau "retour". La stabilisation de la phase martensitique provoque un abaissement du plateau relatif à la décharge.

Par ailleurs, c'est la microstructure que l'on affecte lors des traitements thermomécaniques destinés à optimiser la résistance à la fatigue des AMF. Par exemple, des grains relativement fins apportent une stabilité importante face à la fatigue fonctionnelle [131].

Notons qu'à l'inverse, de trop rares sollicitations du matériau au cours de sa durée de vie n'est pas souhaitable pour autant. Il existe un risque important d'"amnésie" après maintien de l'AMF à température constante sans subir de transformation martensitique : cela peut conduire à une perte de l'effet mémoire.

La résistance à la fatigue structurale des AMF

Il a été montré par Van Humbeeck [132] que des fissures étaient susceptibles de s'initier et de se propager dans la phase martensitique et dans le domaine de transformation martensitique, principalement. Les fissures semblent plus stables dans le domaine austénitique. Certains travaux se démarquent par leurs résultats, tels que ceux de Melton et Mercier. Ils ont montré que la durée de vie en fatigue était inférieure dans le domaine purement martensitique que lorsque l'alliage travaillait dans le domaine de transformation. En effet, les incompatibilités de déformation entre les différents groupes de martensite génèrent des dislocations et initient des fissures (cf. figure 1.28) [133].

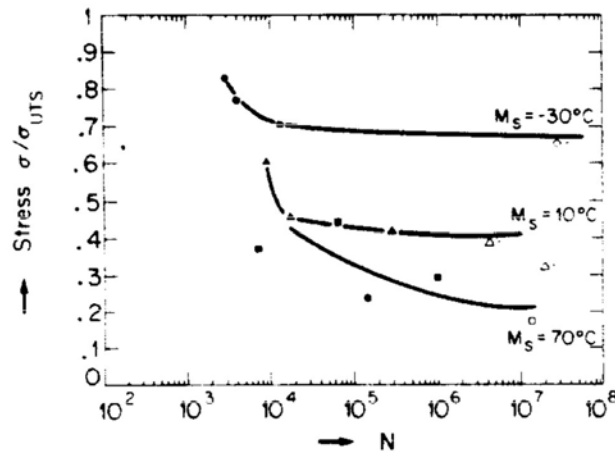


FIGURE 1.28 – Diagramme de Woehler effectué à température ambiante pour trois alliages de NiTi ($M_s = -30, 10, 70^\circ\text{C}$, respectivement) : transformation martensitique observée pour les deux premiers, martensite uniquement pour le 3^e [133]

Kan et Kang ont montré l'influence du type de chargement cyclique sur la durée de vie en fatigue, structurelle cette fois [128]. Comme pour les matériaux plus "classiques", la durée de vie diminue avec l'augmentation de l'amplitude et de la valeur moyenne de la contrainte exercée, lors d'une alternance traction puis compression. Néanmoins, une valeur moyenne négative de la contrainte au cours des cycles (i.e. lorsque la compression est prépondérante vis à vis de la traction) est un facteur d'allongement de durée de vie en fatigue, car la fissure en mode I ne se propage que lorsque la contrainte devient positive. Dans le cas de fils de NiTi, sollicités exclusivement en traction, Torra *et al.* [134] et Kollerov *et al.* [135] recommandent de ne pas dépasser 2% de déformation pour espérer atteindre la limite d'endurance. Patoor *et al.* ont recensé dans [87] les recommandations sur la durée de vie en fatigue provenant de différentes études antérieures aux années 2000. Outre les facteurs extérieurs tels que la température, le type de chargement et le niveau de ces sollicitations, l'état de surface du matériau, la taille des grains, la densité de dislocations et la présence de précipités affectent la durée de vie en fatigue à l'échelle de la micro-structure.

Il est à noter qu'il n'a pas été trouvé de lien direct entre l'amorçage/propagation des fissures et la diminution des boucles d'hystérésis. Mammano et Dragoni ont particulièrement étudié la fatigue fonctionnelle à travers des sollicitations bien connues des actionneurs [136]. L'accumulation de martensite résiduelle ne change pas le type de rupture (fragile ou ductile) mais influence fortement la durée de vie. La durée de vie est inférieure pour un chargement piloté en effort plutôt qu'en déplacement.

D'après Tobushi *et al.* [93], plus la température ambiante est élevée plus la contrainte de début de transformation augmente ce qui induit une meilleure durée de vie en fatigue. Aussi, l'aspect thermique intervient sur la durée de vie en fatigue, à travers la production de chaleur et la conductivité, du fait de la chaleur latente de transformation.

Finalement, la durée de vie diminue avec l'augmentation de l'énergie dissipée. Ainsi, un compromis entre un fort pouvoir amortissant (alliage très dissipatif) et une durée de vie importante

(alliage peu dissipatif) est souhaité. Paradis a recensé, dans sa thèse [129], les facteurs d'augmentation de la tenue en fatigue des AMF. Il préconise d'augmenter la dureté de la phase austénitique par traitement thermique, le degré d'ordre cristallin, le nombre de précipités cohérents et le point de fusion d'une part, et de minimiser le changement de volume lors de la transformation, le rapport de la déformation totale sur la déformation du plateau de transformation, la diffusion atomique, la fragilité des frontières intragranulaires. Afin d'améliorer la durée de vie du NiTi, il est préférable de réduire la taille des grains afin de diminuer la taille des plaquettes de martensite, ce qui facilite l'accommodation de la déformation dans les joints. De plus, il est possible d'homogénéiser l'orientation des variantes et donc de diminuer les incompatibilités par la création d'une texture de laminage. Il est par ailleurs conseillé de réaliser l'éducation des AMF à un niveau de déformation supérieur à celui atteint en service. Urbina loue les effets d'une éducation thermique sur la résistance à la fatigue [137].

1.3 La modélisation du comportement des AMF

Depuis 30 ans, de nombreux modèles cherchant à représenter le comportement thermomécanique des alliages à mémoire de forme ont été mis au point, puis progressivement améliorés. On différencie deux classes de modèles (il existe en fait de nombreuses classifications) de par leur approche scientifique et leur utilisation : les modèles microscopiques et les modèles macroscopiques ou phénoménologiques. Les modèles microscopiques (micromécaniques) concernent d'avantage une approche fondamentale et rigoureuse au regard des lois de la physique, tandis que les autres modèles (phénoménologiques) sont des outils pour l'ingénieur permettant de prédire le comportement de l'AMF mis en application.

On se propose ici de faire une revue de ces différentes classes, en citant les versions les plus représentatives. Nous nous intéresserons en particulier aux modèles phénoménologiques, leurs possibilités et leurs performances.

1.3.1 Les modèles microscopiques

Apparus dans les années 1990, les modèles micromécaniques des alliages à mémoire de forme tentent de prendre en compte les phénomènes à l'échelle du cristal ou des variantes de martensite, dans le but de prévoir leur comportement global. Ainsi, ces modèles, qualifiés de "prédictifs", permettent de déterminer les paramètres associés au comportement macroscopique (les températures de transformation par exemple). A l'inverse, ces derniers doivent nécessairement être déterminés par l'expérience en vue d'alimenter les modèles phénoménologiques.

L'étude de l'énergie macroscopique de Helmholtz qui régit le comportement du cristal, permet de définir les forces d'interaction au sein du cristal. L'étude du minimum du potentiel thermodynamique associé fournit en effet l'équilibre, puisque tout corps cherche à minimiser son énergie interne. Les modèles micromécaniques des AMF s'inspirent de la modélisation d'alliages monocristallins, détaillée dans [138]. Assembler un nombre relativement important de monocristaux aux orientations aléatoires reviendrait à caractériser le comportement mésoscopique d'un polycristal. Les différentes orientations doivent être suffisamment nombreuses et réparties de façon homogène pour obtenir un ensemble cohérent et représentatif. En effet, la micro-structure précise d'un échantillon

ne peut-être formulée numériquement si celle-ci n'a pas été déterminée *a priori*. Ceci est pratiquement impossible en pratique. Différents outils numériques ont été développés pour approcher au mieux la distribution locale des cristaux (Lagoudas *et al.* [138], Lu et Weng [139]). Une approche aussi fine permet de s'intéresser à des phénomènes tels que la germination, le grossissement des variantes de martensite puis les interactions inter-variantes. Le mouvement coopératif fournit le comportement global.

L'assemblage polycristallin des grains qui possèdent leur orientation propre, satisfait aux lois de la mécanique des milieux continus. Lorsque plusieurs variantes de martensite sont définies, l'interaction des grains peut-être faible entre les macles, ou forte entre les variantes incompatibles. En s'appuyant sur les structures cristallines des AMF, on peut ainsi expliquer numériquement la réversibilité de la transformation martensitique, selon la compatibilité géométrique aux interfaces de la microstructure de la martensite [54], [140], [141], [142]. Le choix dans la formulation des forces d'interaction entre les monocristaux est fondamental et a des conséquences sur le comportement du polycristal. Les grands modèles thermomécaniques ont formulé leurs propres énergies et forces d'interaction, fonctions des différentes variables internes et des tenseurs de contrainte et de déformation pilotant le modèle (Huang *et al.* [37], Lu *et al.* [139], Patoor *et al.* [87], Vivet et Lexcelent [143]). Le modèle de Gao a la particularité d'imposer une énergie d'interaction constante et une force d'interaction nulle [144]. Ce type de modèle prend généralement en compte une dissipation intrinsèque du matériau. A notre connaissance, peu de modèles micromécaniques prennent en compte les effets liés à la température. Entemeyer a abordé ce point dans [145].

Parmi les modèles micromécaniques récents, on peut citer le modèle de Chemisky [91]. Les variables internes pilotant ce modèle sont la fraction volumique de martensite f , le tenseur de déformation de transformation ε^{tr} et le tenseur de déformation par auto-accommodation dans les macles ε^{twin} . Le potentiel thermodynamique duquel dérivent les forces thermodynamiques est ici celui de Gibbs qui se décompose selon des énergies internes correspondant aux différentes échelles du problème :

$$G^{int} = G_1^{int} + G_2^{int} + G_3^{int} + G_4^{int} \quad (1.11)$$

Avec G_1^{int} l'énergie macroscopique, G_2^{int} l'énergie qui traduit les incompatibilités inter et intra-granulaires, G_3^{int} l'énergie qui traduit les compatibilités inter variantes et G_4^{int} l'énergie qui traduit les contraintes liées à la mobilité des interfaces inter macles. On en déduit, grâce à l'inégalité de Clausius-Duhem, les forces thermodynamiques de transformation et d'orientation. Finalement, la déformation macroscopique est obtenue par :

$$E_{ij} = E_{ij}^e + E_{ij}^\alpha + E_{ij}^T + E_{ij}^{twin} \quad (1.12)$$

Avec $E_{ij}^T = f\bar{\varepsilon}_{ij}^T$, f étant la fraction volumique de martensite et $E_{ij}^{twin} = f^{FA}\bar{\varepsilon}_{ij}^{twin}$, f^{FA} étant la fraction volumique de martensite auto-accommodée.

En définitive, les modèles à l'échelle microscopique donnent des résultats en accord avec l'expérience, en conservant une approche physique. Ils sont "prédictifs", dans le sens où ils nous fournissent les caractéristiques du matériau étudié telles que les températures et contraintes de transformation martensitique.

Il existe des modèles représentant une échelle encore plus fine, directement basés sur la théorie du cristal de Landau, formulée dans les années 1950. En effet, la philosophie de ce type de modèle provient de la déformation du réseau cristallin caractérisant la transformation martensitique. On compte parmi cette classe de modèles, celui de Toledano [146], [147]. Ces modèles ont permis d'explorer le phénomène d'auto-accommodation des variantes lors d'une transformation martensitique thermiquement induite réalisée en l'absence de contrainte [148].

1.3.2 Les modèles macroscopiques

Afin de réaliser des modèles numériques pour le calcul de structures, des lois décrivant le comportement global ont été mises au point. Ce type de modèle occulte les phénomènes microscopiques et leur "sens physique" est parfois discutable. Les modèles à l'échelle macroscopique tentent donc de représenter un comportement moyenné de l'alliage concordant avec un jeu d'essais expérimentaux, d'où le nom parfois employé de modèles "phénoménologiques". Premiers modèles à restituer le comportement des AMF, ils ont été améliorés depuis une trentaine d'années. De nouvelles évolutions sont attendues dans les années à venir, compte tenu des phénomènes encore mal compris et de la difficulté pour un même modèle de restituer toutes les propriétés remarquables des AMF. A l'origine, seul le comportement super-élastique était décrit, ceci dans un cadre unidimensionnel. Des modèles tridimensionnels sont apparus au début des années 1990. Ensuite, les effets mémoires ont été pris en compte.

Des variables de contrôle en entrée du problème caractérisent les sollicitations thermomécaniques exercées sur le matériau. Sur le plan mécanique, les contraintes ou les déformations sont imposées. Sur le plan thermique, on opte pour la température, voire l'entropie. On retrouve ainsi les variables de contrôle généralement utilisées dans les codes d'éléments finis. Majoritairement, ce type de modèle est gouverné par une ou plusieurs variables internes qui permettent de considérer de façon implicite l'état micro-structural du matériau. On distingue généralement ceux qui s'inspirent des modèles de plasticité généralisée à travers la prise en compte d'une valeur seuil de transformation (Auricchio [149], [150], [151], [152], [153], Lagoudas *et al.* [154], [138]), et ceux qui s'appuient directement sur un cadre thermomécanique (Peyroux *et al.* [99], Zaki, Morin et Moumni [155],[156], [98]). Parmi les modèles appartenant au premier groupe, ceux d'Auricchio [149], Bekker *et al.* [157] et Leclercq *et al.* [158] ont proposé de piloter les changements de phase en exploitant les pseudo-diagrammes sur le plan σ -T. Dans la seconde catégorie, les modèles sont basés explicitement sur des lois de la physique (inégalité de Clausius-Duhem, loi de Fourier), caractérisant l'état thermodynamique du matériau et fournissant les lois cinétiques, fonctions de l'histoire thermomécanique du matériau.

Les paramètres en entrée du problème, sont des grandeurs mesurables par l'expérience. On retrouve certaines grandeurs caractéristiques, telles que : les contraintes σ_{Af} , σ_{As} , σ_{Mf} , σ_{Ms} , la déformation maximale pouvant être obtenue par orientation des variantes de martensite, un facteur illustrant la dissymétrie de comportement compression-traction, les pentes des droites représentées sur les pseudo-diagrammes de phase... On renseigne, par ailleurs, les paramètres usuels tels que les modules d'élasticité et coefficients de Poisson associés aux phases pures (100%). La plupart des modèles optent pour un module identique entre les phases, afin de simplifier le problème. Dans le cas contraire, le module est généralement calculé d'après une loi des mélanges lorsque plusieurs phases coexistent.

Dans la majorité des cas, la déformation de transformation ε^{tr} est retenue comme variable interne représentant l'évolution micro-structurale [159], [160]. De nombreux modèles supposent que la déformation macroscopique de transformation martensitique est directement liée à la fraction volumique de martensite z [100], d'après la relation proposée dans [59] (cf. équation 1.7). Parmi tous ces modèles, certains différencient les variantes induites thermiquement et mécaniquement (cf. Bekker et Brinson [157]). Cette amélioration a permis de modéliser l'effet mémoire double sens assisté ou l'effet mémoire simple sens. Les variantes de martensite activées en traction sont parfois différenciées de celles activées en compression. Lorsque plusieurs variantes de martensite "thermique" sont considérées, il existe autant de variables internes que de variantes (Govindjee et Hall [161]). Certains modèles, faisant intervenir des déformations irréversibles associées aux problématiques de comportements cycliques, ont introduit une variable supplémentaire représentant l'accumulation des déformations de transformation ou de la fraction volumique de martensite correspondante. On peut citer les modèles d'Auricchio et Sacco [153] ou de Saint-Sulpice *et al.* [101].

La formulation énergétique d'un modèle met en jeu une fonction d'énergie libre. Celle-ci dépend du choix des variables internes, des variables de contrôle et doit satisfaire les deux principes de la thermodynamique. Le potentiel retenu est généralement celui de Gibbs, pour un couple de variables de contrôle (σ, T) , ou celui de Helmholtz, pour (ε, T) (Helmholtz : Liang et Rogers (1992) [162], Lexcellent et al (2000) [163], Gibbs : Lagoudas et Entchev (2004) [154], mixte : Govindjee et Hall (2000) [161]). L'énergie macroscopique se décompose au minimum en une somme de trois termes : l'énergie relative à la phase martensitique, l'énergie relative à la phase austénitique, toutes deux pondérées par la fraction volumique associée, et l'énergie de transformation de phase. Ainsi, G^{totale} dépend des tenseurs des contraintes et des déformations de la fraction martensitique et de la température. L'énergie libre de Gibbs biphasée peut s'exprimer de la façon suivante.

$$G^{totale} = G^A + G^M + G^{int} - C_v[(T - T_0) - T \log \frac{T}{T_0}] \quad (1.13)$$

avec G^{int} la part associée à l'incompatibilité entre les variantes au cours de la transformation martensitique. Les deux principes de la thermodynamique permettent d'aboutir à l'inégalité de Clausius-Duhem, fonction du potentiel thermodynamique retenu. Celle-ci permet d'aboutir à une formulation thermodynamique cohérente et une dissipation positive.

$$D = -\dot{G} - S \cdot \dot{T} - \dot{\Sigma} : E - \vec{q} \cdot \frac{\vec{grad}T}{T} dt \geq 0 \quad (1.14)$$

Le potentiel de Helmholtz convient au couple de variables de contrôle (ε, T) [158] :

$$\begin{aligned} \psi(\varepsilon^e, T, z^\sigma, z^T) &= -z^T(U^A - U^M - T(S^A - S^M)) + \frac{1}{2}E^e : L : E^e + U^A - TS^A \\ &\quad - z^\sigma \langle U^A - U^M - T(S^A - S^M) \rangle + C_v[(T - T_0) - T \ln \frac{T}{T_0}] \\ &\quad + \Delta\psi \end{aligned} \quad (1.15)$$

Avec,

$$\langle x \rangle = \frac{1}{2}(x + \|x\|) \quad (1.16)$$

$\Delta\psi$ correspond à une énergie d'interaction qui est supposée être de la forme :

$$\Delta\psi = \frac{1}{2}H_\sigma z_\sigma^2 \quad (1.17)$$

Ainsi, l'inégalité de Clausius-Duhem associée s'écrit [164] :

$$D = \Sigma : \dot{E} - \dot{\psi} - S \cdot \dot{T} - \bar{q} \frac{\text{grad} T}{T} dt \geq 0 \quad (1.18)$$

Lorsque la différence d'énergie libre entre les phases austénitique et martensitique atteint une valeur critique, la transformation martensitique prend effet. Du potentiel et des variables internes sont déduites l'entropie spécifique et la force motrice thermodynamique généralisée :

$$D = X_{tr} : \varepsilon^{tr} + X_{re} : \varepsilon^{re} + X_T : \dot{f}^T \quad (1.19)$$

Avec X_{tr} , X_{re} et X_T les forces thermodynamiques à partir desquelles sont définies les lois d'évolution de l'AMF. Ainsi, des multiplicateurs $\dot{\lambda}$ sont introduits à l'image des multiplicateurs plastiques utilisés dans les lois de plasticité. Ils permettent le calcul de la cinétique de transformation martensitique et d'orientation des variantes. Par exemple, on retrouve pour le modèle de Panico et Brinson [164] :

$$X_{tr} = s - \rho [\langle T\Delta S - \Delta U \rangle + H^\sigma z_\sigma] \frac{\varepsilon_{in}}{\sqrt{\frac{3}{2}\gamma \|\varepsilon_{in}\|}} \quad (1.20)$$

$$X_{re} = s \quad (1.21)$$

$$X_T = -\rho(T\Delta S - \Delta U) \quad (1.22)$$

La prise en compte des effets de température peut-être réalisée par l'introduction de l'équation de la chaleur. Sa formulation, dépendant des variables internes pilotant la transformation, peut être déduite directement d'un bilan d'énergie (Paradis *et al.* [129]). En reliant les seuils de transformation en contrainte à la température du matériau (cf. pseudo-diagrammes de phase), et tenant compte des phénomènes d'échanges thermiques à travers les conditions aux limites du problème, le couplage thermomécanique découle naturellement [98], [156]. L'introduction d'un potentiel de dissipation permet de prendre en compte l'auto-échauffement d'un matériau sollicité de manière cyclique.

La principale différence entre les modèles qui ont pu être exposés dans la littérature repose sur le choix des lois cinétiques de transformation, provenant de la définition des variables internes. Brinson a montré que des modèles, basés sur les mêmes lois cinétiques mais différant sur d'autres points, donnaient des résultats très proches [165]. Les modèles se distinguent, par ailleurs, sur le choix de la fonction de pseudo-écrouissage retenue. Cette fonction fournit ainsi l'allure du plateau de transformation martensitique directe et/ou inverse. Enfin, les modèles qui font le choix d'un critère de transformation de type "surfaces de charges" diffèrent sur le choix de la forme de ces surfaces définissant la contrainte équivalente. Afin de rester cohérent avec le cadre thermodynamique, les surfaces de charge doivent être convexes, de façon à assurer la normalité du tenseur de déformation par rapport à celles-ci. La grande majorité de ces modèles font l'hypothèse des petites déformations et donnent de bons résultats. Néanmoins, certains modèles ont été formulés en grandes déformations [150].

De nombreux modèles font état du comportement cyclique des AMF. Kan et Kang ont recensé des modèles prenant en compte l'accumulation de déformations résiduelles (tableau 1.3) [128]. Les phénomènes remarquables pris en compte par ces modèles sont indiqués dans le tableau 1.3. Actuellement, il n'existe pas de modèle capable de restituer tous les comportements des AMF simultanément. Il est donc nécessaire de bien choisir le modèle à implémenter, en fonction du problème.

Modèles / Propriétés	A	B	C	D	E
Tanaka & al. (1995) [166]	o	n	n	n	n
Abeyaratne & Kim (1997) [167]	o	n	n	n	n
Lexcellent & Bourbon (2000) [163]	o	n	n	n	n
Auricchio & al. (2003) [168]	o	n	n	n	n
Auricchio & al. (2007) [169]	o	n	n	n	o
Saint-Sulpice & al. (2009) [170]	o	n	n	n	o
Bo & Lagoudas (1999) [171], [172], [173], [174]	o	o	n	n	n
Lagoudas & Entchev (2004) [154]	o	o	n	n	n
Zaki & Moumni (2007) [155]	o	o	n	n	n
Kan & Kang (2010) [128]	o	o	n	n	n

TABLE 1.3 – A : accumulation de la déformation résiduelle ; B : augmentation du pic de déformation ; C : prise en compte de l'évolution plus rapide de la déformation résiduelle par rapport au pic de déplacement ; D : contrainte dépendance ; E : dissymétrie traction/compression d'après [128]

Dans le cas de sollicitations cycliques dont l'amplitude évolue, des boucles internes apparaissent si la transformation martensitique directe ou inverse est incomplète. Celles-ci doivent être prises en compte pour prédire au mieux l'énergie dissipée. Bouvet *et al.* ont mis en place un système de compteur associé à la formation de boucles internes, lors desquelles l'état est mémorisé, puis restitué en cas de sortie d'une boucle interne [100]. D'autres techniques numériques ont été employées par Tanaka *et al.* [166] ou Terriault [175].

La R-phase a longtemps été négligée du fait d'une déformation de transformation associée (de 0.1 à 1%) et d'une dissipation trop faibles en comparaison de la transformation martensitique. En revanche, ce phénomène mérite d'être pris en compte pour de faibles niveaux de déformation. Quelques travaux sur la modélisation de la R-phase sont alors apparus, comme celui de Sedláček *et al.* [75], qui a permis d'obtenir un pseudo-diagramme comportant trois phases, Heinen et Miro [176], Sengupta *et al.* [177], Chan *et al.* [178]. Cependant, ces modèles sont généralement associés à des configurations quasi-statiques, alors que la R-phase a une thermo-dépendance plus forte que celle de la martensite (17 MPa.K⁻¹ contre près de 7 MPa.K⁻¹ pour les pentes des domaines de coexistence des phase).

En raison d'un besoin croissant des ingénieurs de modéliser les AMF, des codes industriels d'éléments finis ont intégré des modèles phénoménologiques parmi ceux présentés précédemment, tels que le modèle d'Auricchio [149] dans le code MSC Marc Mentat [179]. En effet, les modèles de plasticité ne décrivaient pas tous les comportements attendus pour un AMF. Ainsi, les possibilités

de modélisation numérique d'AMF ont été présentées à travers de nombreux travaux, et pour de nombreux domaines industriels.

Les différents schémas d'intégration numérique permettent ainsi de coupler les analyses thermiques et mécaniques et aussi d'étudier le comportement dynamique transitoire afin de prendre en compte les chocs ou les effets vibratoires. Seelecke a étudié le comportement dynamique des alliages à mémoire de forme à partir du modèle de Müller-Achenbach amélioré [180]. L'étude de Jafari et Ghiasvand [181], d'autre part, porte sur la réponse d'une poutre de NiTi soumise à une charge dynamique à partir du modèle d'Auricchio-Müller [153].

L'assemblage d'éléments finis permet non seulement de modéliser des géométries sophistiquées mais aussi d'introduire une hétérogénéité de comportement pour prendre en compte les effets de localisation. Maynadier a simulé la propagation d'un front de transformation d'un élément vers son voisin. Pour cela, deux valeurs de contrainte de début de transformation ont été définies : celle de nucléation, condition suffisante à la transformation, et celle de propagation qui n'est prise en compte par l'élément courant que si la transformation opère dans un des éléments voisins [106]. Sun et He ont mis au point un modèle multi-échelle afin de mesurer l'influence du rapport de la taille de l'échantillon sur la taille des grains sur le comportement super-élastique [95].

1.4 Synthèse

L'ensemble des travaux réalisés depuis près de quarante ans, tant sur le plan microscopique que macroscopique, montre à quel point le comportement des AMF est complexe, dans leur mise en œuvre et la compréhension des phénomènes. Cependant, ces résultats sont suffisamment avancés pour justifier leur utilisation dans de nombreux domaines industriels (biomédical, aéronautique, automobile, vestimentaire, architecture, agroalimentaire). En particulier, l'alliage de NiTi trouve sa place dans de nombreuses applications en raison de ses caractéristiques mécaniques, sa tenue en fatigue, sa résistance vis à vis de la corrosion et ses performances en matière de dissipation d'énergie.

Dans ce qui suit, nous nous focaliserons sur le comportement thermomécanique (traction) du matériau retenu afin de mettre en évidence les phénomènes qui participent au pouvoir amortissant du matériau. Ainsi, nous identifierons les transformations de phases mises en jeu, potentiellement à l'origine de la dissipation d'énergie. Nous porterons une attention particulière aux conditions de chargement mécanique (effets de vitesse) et d'environnement thermique (effets de température) lors du chapitre 2. La caractérisation du matériau permettra ainsi de construire un nouveau modèle de loi de comportement thermomécanique en superélasticité (cf. chapitre 3), à partir du modèle de Bouvet [100]. En effet, celui-ci offre une certaine latitude permettant de soigner la forme des boucles d'hystérésis et espérer prédire correctement le pouvoir amortissant. L'application visée nous amènera lors du chapitre 4 à regarder les effets de dimension du fil en raison des problèmes de localisation, dans le but de l'application. La première partie de cette thèse permettra donc de mettre au point les outils nécessaires à la compréhension d'un dispositif amortisseur à base de NiTi, dédié à la problématique des câbles de pont exposée dans l'étude bibliographique. Cette étude fera l'objet de la deuxième et dernière partie de la thèse.

Première partie

Modélisation du comportement thermomécanique de fils de Ni-Ti et évaluation de leur pouvoir amortissant

Chapitre 2

Caractérisation du matériau sollicité en traction

2.1 Enjeux de la campagne expérimentale

2.1.1 Objectifs et orientation des essais en lien avec l'application Génie Civil

La campagne expérimentale, menée dans le cadre de cette thèse, a été réalisée en collaboration avec le LBMS. Elle a pour ambition de caractériser le comportement thermomécanique du fil. Compte tenu de sa composition chimique spécifique, et de la méconnaissance des procédés de traitements thermomécaniques subis au cours de la production, une étude complète du matériau doit être réalisée. Par ailleurs, les conditions d'essais associées à l'amortissement de câbles étant globalement identifiées (cf. partie 2), l'étude qui suit pourra être orientée vers les aspects propres à l'application. Par exemple, l'effet de la température qui est un facteur déterminant du comportement des AMF sera étudié sur une plage de valeurs correspondant aux variations de température pour le continent ouest-européen. Les phénomènes mis en jeu dans ces alliages de NiTi sont aujourd'hui relativement bien appréhendés et l'étude qui suit ne prétend pas mettre en lumière le comportement microscopique, i.e. à l'échelle des cristaux. En revanche, on s'efforcera de mettre en œuvre une campagne de caractérisation complète, afin d'aboutir à l'identification de paramètres caractéristiques du comportement global des fils étudiés. Ces paramètres seront introduits lors du chapitre 3 dans un modèle phénoménologique de comportement super-élastique, dédié à des problèmes "ingénieurs" et adapté à l'échelle macroscopique.

Comme annoncé dans le chapitre 1, les fils doivent être sollicités en traction uni-axiale à des niveaux de déformation faibles en comparaison à d'autres applications du Génie Civil. Torra *et al.* [134] et Kollerov *et al.* [135] recommandent de travailler à des valeurs inférieures à 2% pour la température ambiante, afin d'assurer aux fils une tenue en fatigue comparable à la durée de mise en service d'un pont. Pour couvrir des amplitudes maximales de 2%, l'étude proposée dans ce chapitre visera des amplitudes de 1 à 3%. Les essais de traction associés à des amplitudes de déformation de 1% n'induisent pas, en général, la formation de martensite, à température ambiante. Ainsi, lors de l'amortissement d'un câble, le fil ne subit pas ce processus la majeure partie du temps. Cela nous amène à nous intéresser à d'éventuelles sources de dissipation additionnelles,

susceptibles de se manifester. Les effets de vitesse ont par ailleurs été largement mentionnés dans l'étude bibliographique (cf. chapitre 1). La fréquence propre des structures à protéger dans le cadre de la problématique posée est relativement importante, du moins suffisamment importante pour considérer les sollicitations de ces fils "non quasi-statiques".

Enfin, notons qu'en raison de la géométrie filaire des éprouvettes, leur mise en compression conduirait inévitablement à des instabilités de flambement et donc à leur ruine. Ce type de chargement devra donc être évité lors des essais de caractérisation mécanique. De plus, cet aspect sera pris en considération lors de la conception du dispositif amortisseur, que nous présenterons en partie 2.

2.1.2 Description des essais

Tous les essais mécaniques présentés dans ce mémoire ont été effectués sur des échantillons prélevés dans une bobine de fil de diamètre 2.43 mm. Le choix dans la longueur des échantillons (L_0) est fonction des dimensions et capacités de la machine utilisée. Dans la mesure du possible, la même longueur a été utilisée pour deux essais du même type, sauf mention contraire.

La composition du matériau, indiquée par le fournisseur Memry Corporation (Connecticut-USA) du groupe SAES (Italie), est décrite dans le tableau 2.1.

Composition chimique	Conformité	Résultat
Nickel	54.5 to 57.0 %	56.30%
Titanium	équilibre	équilibre
Carbon	500 ppm maximum	40 ppm
Nitrogen + Oxygen	0.050% maximum	0.021%
Cobalt	0.050% maximum	<0.0050%
Copper	0.010% maximum	<0.0050%
Chromium	0.010% maximum	<0.0050%
Hydrogen	0.005% maximum	<0.001%
Niobium	0.025% maximum	<0.0050%

TABLE 2.1 – Composition (en masse) de l'alliage indiqué par le fournisseur d'après les recommandations d'ASTM F2063-05 remplacées par F2063-12 depuis décembre, 2012. [19]

Le pourcentage en masse de nickel correspond à un ratio en atomes proche de 52 at.%, ce qui est relativement élevé.

Un essai préliminaire de calorimétrie différentielle (DSC) a été réalisé au LIMatB sur notre matériau afin de mettre en évidence les changements de phase. Le principe consiste à imposer sur deux capsules un cycle thermique identique par l'apport d'énergie calorifique provenant de deux sources indépendantes. Dans notre cas, la température a suivi le profil d'une rampe de 100 à -140°C, puis le retour inverse pour atteindre 100°C. Une des deux capsules, la référence, est vide tandis que la seconde contient l'échantillon libre de charge mécanique (34.3 mg). Cette dernière requiert nécessairement un apport d'énergie supérieur, du fait de la capacité calorifique du matériau

de l'échantillon introduit. L'évolution de la différence des flux de chaleur apportés par les deux sources et donnée en fonction de la température (cf. figure 2.1) apporte de précieuses informations. En effet, les changements de phases se caractérisent par des chaleurs latentes de transformations de phase (apparition de pics sur la courbe) et un changement de capacité calorifique (décalage de l'altitude du plateau).

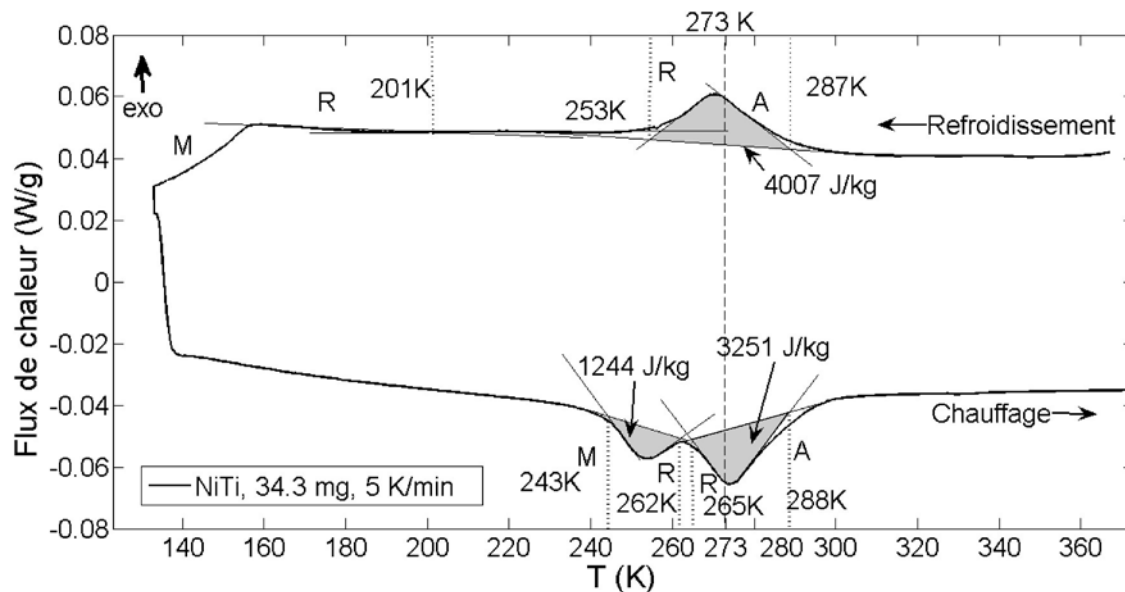


FIGURE 2.1 – Courbe enthalpie-température d'après la DSC réalisée pour un échantillon de NiTi (34.3mg) à la vitesse de chauffage, $5/60^{\circ}\text{C.s}^{-1}$

L'information apportée est avant tout d'intérêt qualitatif car l'estimation des enthalpies de transformation nécessite que la machine soit calibrée. Les valeurs obtenues ont été recensées dans le tableau 2.2, mais n'offrent pas assez de garanties pour être exploitées dans la suite de ce travail. De plus, les valeurs de températures auxquelles se manifestent les changements de phases (bornes des pics) sont parfois assez différentes des valeurs déduites au cours de chargements mécaniques maintenus constants. Ce premier essai a mis en évidence la présence de la phase "intermédiaire" rhomboédrique (notée "R"). Cette observation justifie une étude de l'apport de la R-phase dans le pouvoir amortissant des fils.

Sens de transformation	A→R (refroidissement)	M→R (chauffage)	R→A (chauffage)
Chaleur latente de transformation	4007 (J/kg)	1244 (J/kg)	3251 (J/kg)

TABLE 2.2 – Valeurs des chaleurs latentes après post-traitement de la courbe en figure 2.1

Compte tenu de la difficulté d'identifier le pic de "basse" température associé au passage à la phase martensitique, il semblerait que les performances de la machine ne permettent pas d'atteindre l'état 100 % martensitique. En effet, la machine semble ne plus pouvoir assurer le refroidissement du matériau à la vitesse imposée en consigne, en raison de la formation de martensite : ce processus est exothermique. L'interprétation de Schlosser, qui a obtenu une courbe assez similaire abonde

dans ce sens, pour un échantillon de 15 mg chauffé à la vitesse de $10/60\text{ }^{\circ}\text{C.s}^{-1}$ et prélevé dans un alliage Ti-50.8 at.% Ni [96]. En revanche, les autres pics sont facilement identifiables : "A→R" lors du refroidissement, et "M→R" puis "R→A" (par ordre d'apparition) lors du chauffage. Dans un état libre de contraintes les transformations semblent découplées lors du refroidissement mais pas lors du chauffage. La mesure de l'enthalpie de transformation (aire sous le pic associé divisée par la vitesse de chauffage) correspond à la chaleur désorbée pour un pic vers le haut ou absorbée pour un pic vers le bas.

Les essais mécaniques, réalisés par la suite, ont été mis en œuvre sur une machine de traction "Zwick-Roell Z050" (ENIB Brest, cf. figure 2.2). Il s'agit de sollicitations en tractions uni-axiales réalisées à une vitesse de déplacement de traverse imposée. Cette dernière doit être suffisamment lente pour assurer une configuration dite "quasi-statique", i.e. sans effets de vitesse.

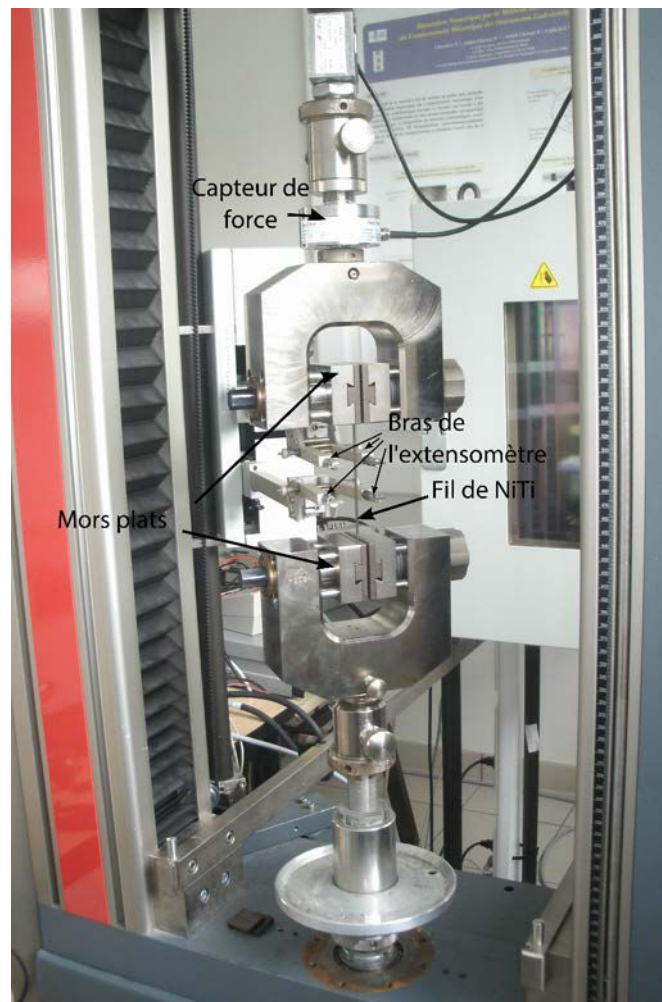


FIGURE 2.2 – Dispositif d'essais de traction (Zwick-Roell Z050-ENIB Brest)

Un équilibre thermique est ainsi réalisé de manière quasi-instantanée entre l'échantillon et son environnement, malgré les chaleurs latentes de transformation mises en jeu. Cette vitesse, qui dépend des conditions thermiques lors de l'essai, a été déterminée de manière empirique. La vitesse la plus élevée, au dessous de laquelle on ne constate pas de différence entre les courbes

σ - ε obtenues, prend pour valeur 5.10^{-5} s^{-1} . La chambre thermique intégrée dans le dispositif de la machine a permis de contrôler l'environnement thermique, en particulier pour les essais à vitesses dites "intermédiaires". Celles-ci se situent entre la configuration quasi-statique et la configuration adiabatique. Dans cette dernière, l'environnement n'est plus en mesure de compenser l'absorption où la désorption de chaleur du fil, qui se trouve ainsi isolé sur le plan thermique. La plage de température des essais étudiés s'étend de -20 à 60°C . La fixation des fils au moyen de mors prévus à cet effet leur assure trois "contacts linéiques" sur près de 3.5 cm , selon l'axe du fil. Le couple de serrage de 10 daN a été mesuré à l'aide d'une clé dynamométrique afin d'imposer des conditions aux limites similaires entre les essais. L'extensomètre intégré à la machine Zwick BTC-EX MACRO.001 a été placé à mi chemin entre les deux mors avec une longueur de la plage de mesure de 30 mm . Le capteur de force placé en série de la chaîne mors-traverse permet de mesurer la contrainte conventionnelle (qui ne tient pas compte du changement de section du fil), et de détecter le niveau minimal à atteindre lors de la décharge pour éviter tout effort de compression. La vitesse de sollicitation en traction est imposée par la traverse. Le niveau maximal de déformation est relatif à la portion de l'échantillon placée dans la fenêtre d'observation de l'extensomètre. Deux thermocouples ont été placés (sur certains essais seulement) directement sur le fil afin de confirmer ou d'affiner les valeurs de température indiquées par l'enceinte thermique.

Les essais quasi-statiques réalisés ont pour objectif d'identifier les niveaux de contraintes à partir desquels les processus de transformation sont activés. L'identification des contraintes de début de transformation directe et inverse permettront de construire un pseudo-diagramme de phase associé à l'alliage étudié et mettant en jeu la R-phase. Il peut s'avérer plus délicat d'identifier les contraintes de début de transformation retour lorsque les transformations directes n'ont pas été achevées. Cependant, le très faible écrouissage développé lors d'un essai quasi-statique, permet de considérer directement le niveau de contrainte associé au plateau de transformation. Cela permet de s'affranchir de la valeur des pics de nucléation difficiles à interpréter car dépendant des conditions aux limites. Dans la mesure du possible, nous tenterons de comprendre le mécanisme d'apparition de la R-phase, dans le but de la modéliser numériquement lors du prochain chapitre. Afin de valider le pseudo-diagramme de phase, un autre chemin thermomécanique a été imposé par l'intermédiaire d'un essai mettant en évidence l'effet mémoire assisté (cf. chapitre 1). Sous un effort mécanique maintenu constant et suffisamment élevé ($\sigma_{imp} = 500 \text{ MPa}$) pour permettre l'activation du plus grand nombre de variantes de martensite, un cycle thermique chauffage/refroidissement est imposé entre -50 et 120°C dans l'enceinte thermique.

Dans l'étude bibliographique (chapitre 1) a été mentionné l'effet cyclique ou "fatigue fonctionnelle" des AMF. Les fils de NiTi sollicités lors de l'application visée doivent avoir une réponse stabilisée. La stabilisation est obtenue suite à un traitement mécanique, aussi appelé "éducation". Cela consiste à solliciter le fil durant une centaine de cycles de charge/décharge quasi-statiques en traction, à des niveaux de déformation supérieurs à ceux subis lors du fonctionnement. Deux essais cycliques en configuration quasi-statique sont présentés dans ce chapitre. Ils permettront d'observer l'influence du niveau de sollicitation lors de l'éducation sur l'évolution du comportement des AMF. Quelques essais quasi-statiques ont par ailleurs été réalisés sur des fils éduqués à un niveau de déformation de près de 8% , afin de compléter partiellement le pseudo-diagramme de phase. La courbe associée à l'éducation à 8% est décrite mais les conditions aux limites étant mal maîtrisées, les données ne seront pas exploitées.

Une fois l'effet de température bien identifié, on peut augmenter la vitesse de sollicitation des fils, au delà de la vitesse de référence de 5.10^{-5} s^{-1} , afin de sortir du cadre quasi-statique. Mis à part le niveau des vitesses de déformation imposées, les conditions sont similaires aux essais quasi-statiques décrits précédemment. Par ailleurs, deux températures imposées dans l'enceinte thermique seront étudiées : une température "hiver" (0°C), ainsi qu'une température "été" (26°C). Ainsi, nous pourrions voir comment la R-phase, qui n'apparaît pas de façon équivalente sous les deux températures, influence les boucles d'hystérésis en fonction de la vitesse.

Le récapitulatif des essais réalisés est donné par le tableau 2.3.

Campagne d'essais	Type de chargement	$\Delta\varepsilon$ (%)	$\dot{\varepsilon}$ (s^{-1})	T ($^\circ\text{C}$)	L_0 (mm)	Nombre de cycles
1	mécanique (QS)	3	5.10^{-5}	-20, -10, 0, 25, 15, 40, 50, 60	130	1
	mécanique (QS)	1	5.10^{-5}	5, 10, 15, 20	130	1
	thermique (QS)	-	-	[-50,120]	130	1
	($\sigma_{imp}=500 \text{ MPa}$)					
2	cyclique (QS)	4, 5	5.10^{-5}	ambiante	100	50, 80
3	mécanique (QS)	3	$10^{-4}, 5.10^{-4}, 5.10^{-3}, 10^{-2}$	0	130	1
	mécanique (QS)	3	$10^{-4}, 5.10^{-4}, 5.10^{-3}, 10^{-2}$	26	130	1

TABLE 2.3 – Récapitulatif des essais exploités dans le chapitre 2

L'aspect dissipatif, en vue d'amortir des structures vibrantes sera abordé suite à la détermination des énergies mises en jeu dans le matériau, une fois les origines des contributions bien identifiées. Cela fera l'objet du chapitre 3, dans lequel sera formulé un cadre thermodynamique.

2.2 Essais quasi-statiques : effet de la température et mise en évidence de la R-phase

La partie portant sur les essais "quasi-statiques" se divise en deux parties. Une première permet de construire le pseudo-diagramme de phase et de commenter les valeurs de températures de transformation de phase fournies par l'essai de DSC. La seconde traite du comportement cyclique et de l'éducation mécanique.

Construction d'un pseudo-diagramme à trois phases

La figure 2.3 présente les essais quasi-statiques mettant en évidence la transformation martensitique. Les contraintes seuils de début de transformation directe et inverse sont indiquées par un "o".

Le niveau de contrainte provoquant la passage à la martensite augmente avec la température de l'essai, d'après la figure 2.3. Parfois, une légère diminution de la raideur, consécutive au domaine élastique de l'austénite, se manifeste (voir courbes 2.3-e)-f). Les courbes 2.3-a)-b) mettent en évidence un plateau de transformation R-phase en début de chargement, précédant un domaine élastique apparemment lié à l'état R-phase. En revanche, les courbes 2.3-g)-h) ne semblent pas indiquer la présence de R-phase. Les plateaux de transformation martensitique sont parfois précédés de pics de contraintes indiquant le caractère hétérogène de la transformation martensitique, lié aux

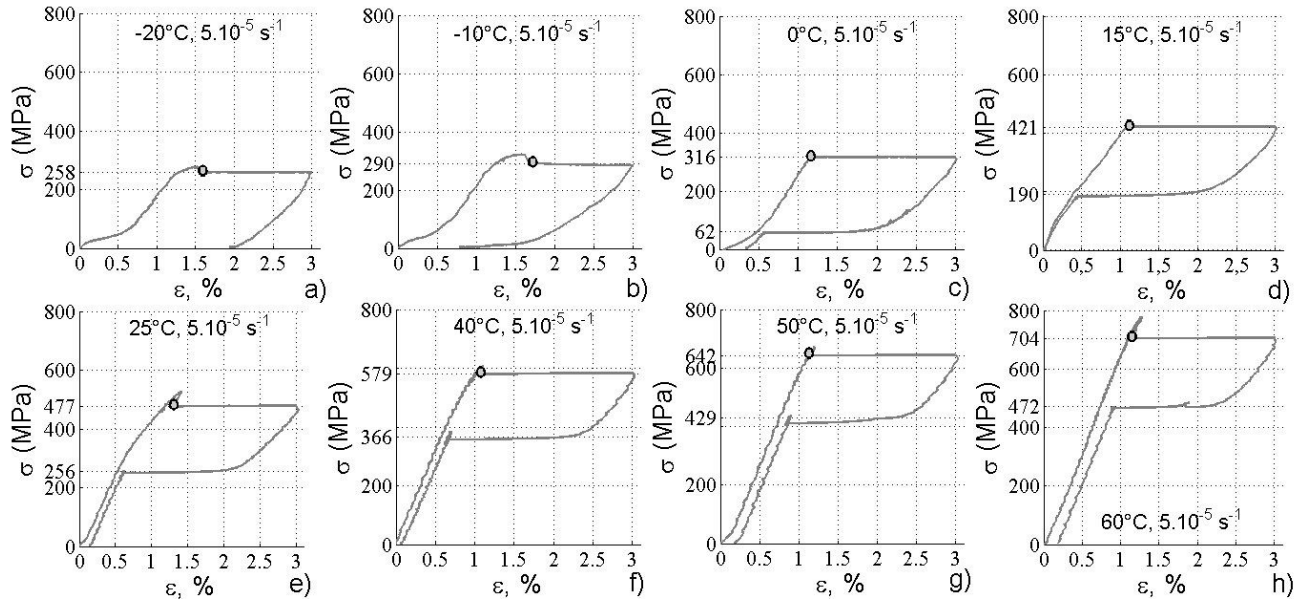


FIGURE 2.3 – Courbes σ - ε expérimentales pour des essais quasi-statiques réalisés sur des fils de longueur utile 130 mm ($\Delta\varepsilon = 3\%$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} s^{-1}$) à différentes température : a) $-20^{\circ}C$; b) $-10^{\circ}C$; c) $0^{\circ}C$; d) $15^{\circ}C$; e) $25^{\circ}C$; f) $40^{\circ}C$; g) $50^{\circ}C$; h) $60^{\circ}C$

conditions aux limites (serrage des mors, serrage des couteaux de l'extensomètre). Les fils étant non éduqués, une déformation résiduelle se manifeste plus ou moins dans les essais *a priori* réversibles à partir de $15^{\circ}C$: un retour à l'état austénitique était pourtant attendu au niveau de température considéré. La part de déformation résiduelle, que l'on suppose due à la plasticité, augmente d'autant plus que la température est importante. En effet, le seuil de plasticité conventionnelle diminue avec la température. Bien que relativement faible, la température en augmentant expose un peu plus le matériau à ce processus, même de façon très localisée. Sous chargement quasi-statique, la transformation martensitique nécessite une faible augmentation de la contrainte pour poursuivre son avancée. On parlera dans ce cas d'un faible "pseudo-écrouissage" (pour faire l'analogie avec le processus de plasticité). Cela nous permet ainsi de relever les contraintes de début de transformation inverse (bien que l'état martensitique ne soit pas atteint), en prenant la valeur de contrainte associée au plateau. La courbe 2.3-d) permet d'observer la totalité de la transformation R-phase, ce qui nous encourage à étudier les caractéristiques des boucles d'hystérésis pour la R-phase, autour de cette valeur de température (cf. figure 2.4). En effet, la transformation martensitique n'est pas activée pour une déformation $\varepsilon < 1\%$, à cette valeur de température.

Pour la R-phase, les contraintes de début de transformation sont plus délicates à extraire mais des changements de pentes (et donc de raideur) sont clairement identifiables (cf. figure 2.4). Les points d'inflexion ("o") sont ainsi relevés. On note un caractère dissipatif bien moins significatif que pour la transformation martensitique, mais un pseudo-écrouissage plus fort. Le module d'élasticité de la phase R semble assez proche de celui de la phase mère. Ainsi, la seule variation du module n'explique pas, selon nous, le changement de pente entre le plateau de transformation R-phase et le domaine post-transformation. Pourtant, des travaux négligent la distorsion du cristal associée à l'apparition de R-phase. La courbe a) donnée en figure 2.4 ne reproduit pas la transformation complète puisque le matériau semble être à l'état biphasé R-phase-austénite, à l'état initial libre

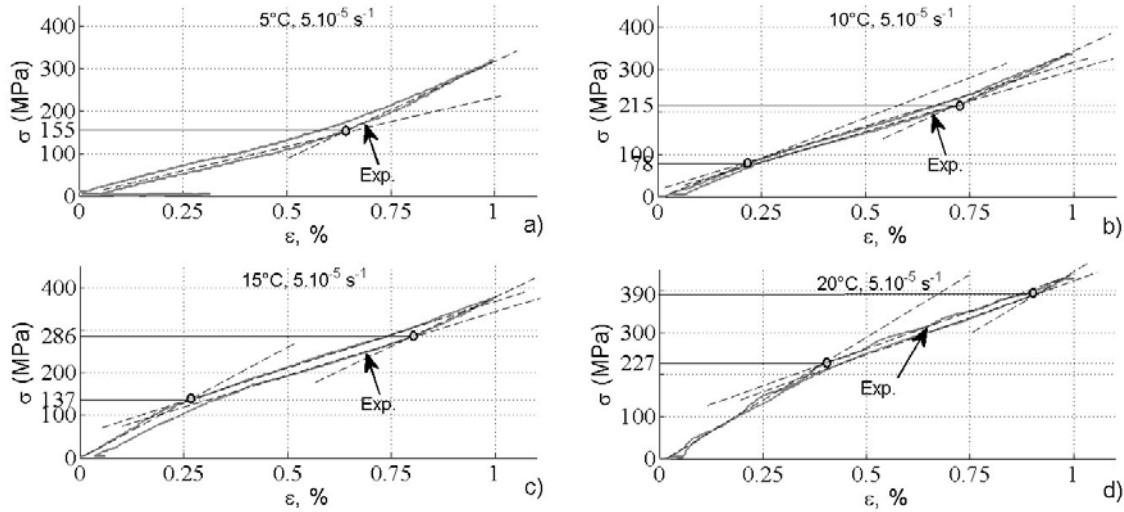


FIGURE 2.4 – Courbes σ - ε expérimentales pour des essais quasi-statiques réalisés sur des fils de longueur utile 130 mm ($\Delta\varepsilon = 1\%$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5}s^{-1}$) à différentes températures : a) 5°C ; b) 10°C ; c) 15°C ; d) 20°C

de charge.

L'essai sous chargement thermique a pour but de confirmer les résultats précédents lors de la construction du pseudo-diagramme, en empruntant un chemin thermomécanique différent. La courbe associée à cet essai est donnée en figure 2.5.

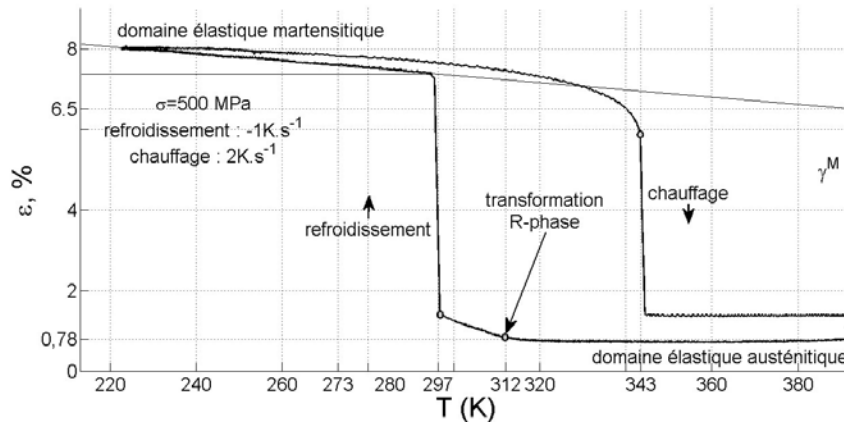


FIGURE 2.5 – Courbe ε - T à partir d'un chargement thermique refroidissement/chauffage entre -50 et 120°C [223, 393K] réalisé sur un fil de longueur utile 130 mm ($\sigma_{imp}=500\text{MPa}$)

Lors du refroidissement, le domaine martensitique est atteint. La déformation de transformation maximale prend pour valeur environ $\gamma^M = 5.7\%$, comme le montre la taille du plateau de transformation directe en figure 2.5. En effet, la déformation élastique opère uniquement avant le début du cycle thermique et explique le niveau de déformation non nul au début de l'essai. Nous pourrions comparer ce résultat à un essai sous chargement mécanique, analysé en détail dans le chapitre 3. Lorsque c'est la température qui pilote l'essai, les effets de localisation ont un moindre

impact sur l'allure de la boucle, car piloter en température revient à piloter en contrainte (loi qui relie T à la contrainte de début de transformation). Du fait d'un niveau de déformation important, on peut constater une déformation résiduelle non négligeable. Cet aspect sera développé plus loin. Le niveau élevé de l'effort imposé en plus du cycle thermique provoque une déformation globale de 8%.

Les contraintes seuils de début de transformation (et non celles de fin) sont renseignées en fonction des températures d'essais sur la courbe (σ, T) , donnée en figure 2.6.

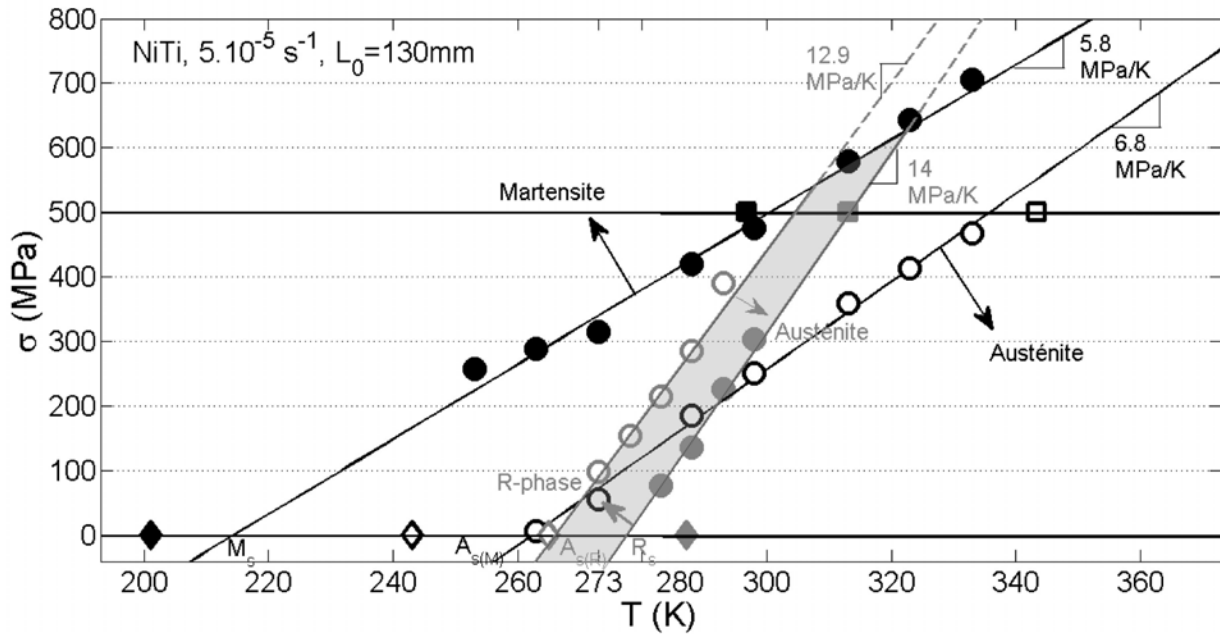


FIGURE 2.6 – Pseudo-diagramme à trois phases construit à partir des courbes présentées en figures 2.3, 2.4 et 2.5 (marquages pleins : transformations directes)

Le pseudo diagramme de phase obtenu montre ainsi que le comportement du matériau dépend de sa température, de son état de contrainte mais aussi de son histoire thermomécanique, consistant en l'état d'origine du matériau et le chemin thermomécanique consécutif. Ainsi, l'état structural et la composition du matériau ne sont pas les mêmes pour un point donné, selon si le matériau subit un chargement mécanique, une décharge, un chauffage ou encore un refroidissement. Les sens de transformation sont donc indiqués sur le pseudo-diagramme. Les limites des domaines sont représentées par des droites et non des bandes, comme dans la plupart des pseudo-diagrammes. En effet, la très faible pente du plateau de transformation martensitique d'une part, et la très faible hauteur des boucles d'hystérésis associées à la transformation R-phase d'autre part, auraient donné, respectivement, un domaine de transformation et un domaine élastique biphasé extrêmement fins. L'essai sous chargement thermique (symboles "carrés") permet de confirmer les valeurs des températures de début de transformation déterminées d'après chargements mécaniques (cf. figures 2.3 et 2.4). Les valeurs de températures pour un matériau à l'état libre de contraintes, extraites de l'essai de DSC, sont indiquées par des symboles "losanges". Les résultats sont moins en accord avec les précédents, mais la méthode de détermination graphique des températures de transformation est peu précise. De plus, la largeur des pics peut être fonction de la

vitesse de chauffage imposée par la consigne. Nous retiendrons pour valeurs de températures de transformation, les points d'intersection de la droite " $\sigma=0$ " avec les droites représentant les seuils de changements de phases ($R_s=277\text{K}$, $A_{R,s}=266\text{K}$, $M_s=213\text{K}$, $A_{M,s}=263\text{K}$). On peut observer que les valeurs des pentes associées à la transformation de la R-phase sont proches, d'une part, tandis que celles associées à la martensite sont proches, d'autre part. Dans le cas de la martensite, pour laquelle la dissipation intrinsèque d'énergie est importante, la légère différence de pente indique que la "hauteur" de la boucle d'hystérésis varie avec la température. Celle-ci est d'ailleurs plus importante à basse température où les variantes de martensite favorisent les frottements internes, sources de dissipation d'énergie. De manière générale, on prend la valeur moyenne des pentes par souci de simplicité, en particulier en vue de l'implémentation dans les modèles numériques. On obtient ainsi les valeurs moyennes de 13.45 contre 6.3 MPa.K^{-1} , pour les transformations R-phase et martensitique, respectivement. La R-phase est ainsi près de deux fois plus sensible à la température que la martensite. C'est cette thermo-dépendance des contraintes limites de transformation qui conduit au couplage thermomécanique : les chaleurs latentes mises en jeu lors des chargements non quasi-statiques contribuent à un changement de température du matériau.

Le diagramme convient ici pour des matériaux vierges, n'ayant subi aucune modification notable. Le paragraphe qui suit est consacré à la répétition de chargements qui se traduira par une évolution des boucles d'hystérésis (et ainsi de la dissipation intrinsèque associée) et par une accumulation de déformations résiduelles.

Essais cycliques

Le comportement cyclique a été étudié dans de nombreux travaux et n'est pas l'objet de cette thèse. En revanche, les résultats provenant de sollicitations répétées nous sont indispensables pour caractériser l'état stabilisé des fils de NiTi étudiés. Les informations récoltées nous permettront de donner des valeurs aux paramètres d'entrée du modèle numérique présenté en chapitre 3 de ce mémoire. Nous en profiterons pour discuter des phénomènes mis en jeu lors de chargements cycliques. A l'aide d'une technique dite de "flash thermique", utilisée par Saint-Sulpice *et al.* dans [170], nous sommes en mesure d'évaluer la contribution à la déformation résiduelle du blocage des variantes de martensite lors de la transformation inverse : elles se trouvent, en effet, dans l'impossibilité de recouvrer l'état austénitique. Cette technique consiste à chauffer brièvement un fil pour forcer les variantes à se transformer. Le chauffage est à la fois trop faible et trop rapide pour effacer un éventuel écrouissage classique.

En imposant un seuil minimum en force (20N), à la décharge, on s'assure de ne pas faire flamber le fil. Cela nous permet par ailleurs d'observer l'accumulation de déformations résiduelles avec le nombre de cycles. On peut l'observer sur les figures 2.7 et 2.8, pour une valeur de déformation maximale de 4 et 5%, respectivement.

Les courbes associées à des chargements cycliques illustrent d'une part la fatigue fonctionnelle de l'alliage, qui réduit ses performances en matière de dissipation, et d'autre part l'effet de mémorisation des boucles internes. On observe ainsi une augmentation progressive du pseudo-écrouissage en fonction du nombre de cycles, peu avant le niveau maximal de déformation (loin, ici, de l'état 100% martensitique). Cela s'explique par le fait que σ_0^M diminue plus vite que σ_{max}^M . On se propose dans ce paragraphe, de suivre l'évolution au cours des cycles de quatre grandeurs caractéristiques des

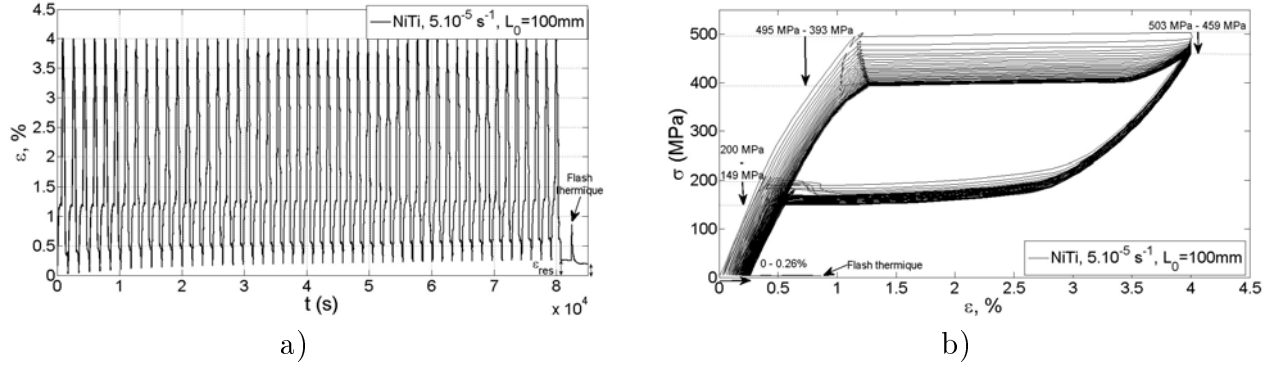


FIGURE 2.7 – Courbes σ - ε expérimentales pour des essais quasi-statiques réalisés sur des fils de longueur utile 130 mm ($\Delta\varepsilon = 4\%$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5}s^{-1}$) : a) courbe σ - ε ; b) courbe ε -t

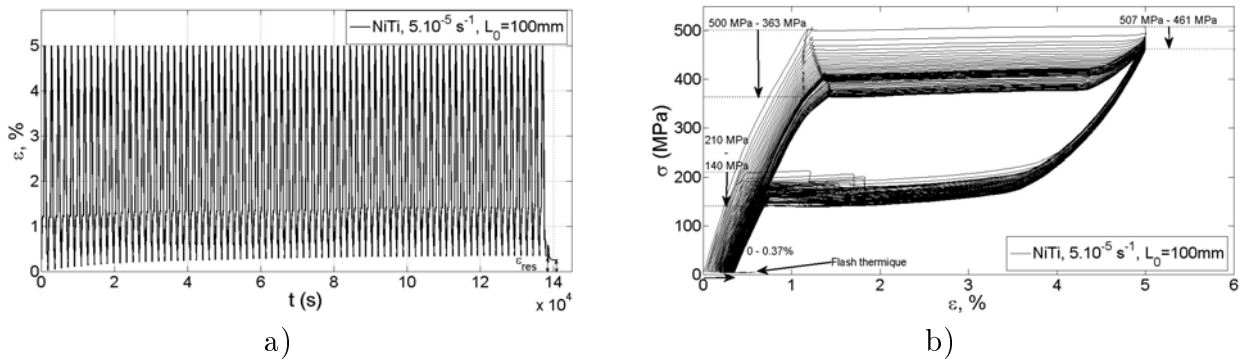


FIGURE 2.8 – Courbes σ - ε expérimentales pour des essais quasi-statiques réalisés sur des fils de longueur utile 130 mm ($\Delta\varepsilon = 5\%$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5}s^{-1}$) : a) courbe σ - ε ; b) courbe ε -t

boucles d'hystérésis. Dans la mesure du possible, nous approcherons les courbes par une fonction de type $\exp(-\alpha N)$ afin d'estimer la valeur de l'asymptote, si le nombre de cycles réalisés n'est pas suffisant pour atteindre la stabilisation des boucles d'hystérésis.

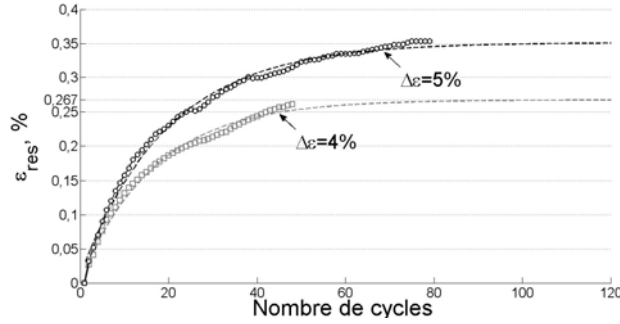


FIGURE 2.9 – Evolution de la déformation résiduelle en fonction du nombre de cycles d'après les figures 2.7 et 2.8

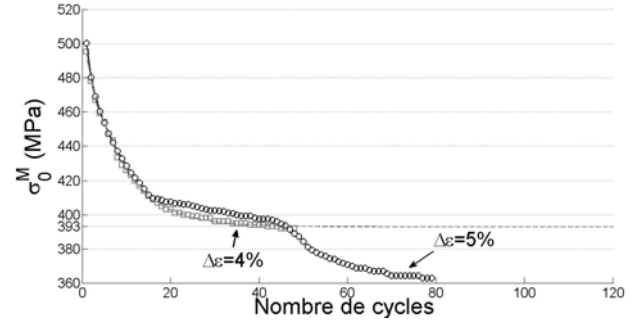


FIGURE 2.10 – Evolution de la contrainte de début de transformation en fonction du nombre de cycles d'après les figures 2.7 et 2.8

La figure 2.9 montre une différence de vitesse d'évolution de l'accumulation de la déformation résiduelle et une différence de niveau de saturation de ε_{res} (0.35% contre 0.27% pour $\Delta\varepsilon = 4$ ou 5%, respectivement). Le rapport des niveaux de saturation de ε_{res} est du même ordre de grandeur que le rapport des amplitudes de déformation imposées. En calculant l'évolution de la déformation résiduelle ramenée sur le niveau maximal de déformation (déformation "normée"), on peut montrer que les courbes suivent la même évolution (cf. figure 2.11).

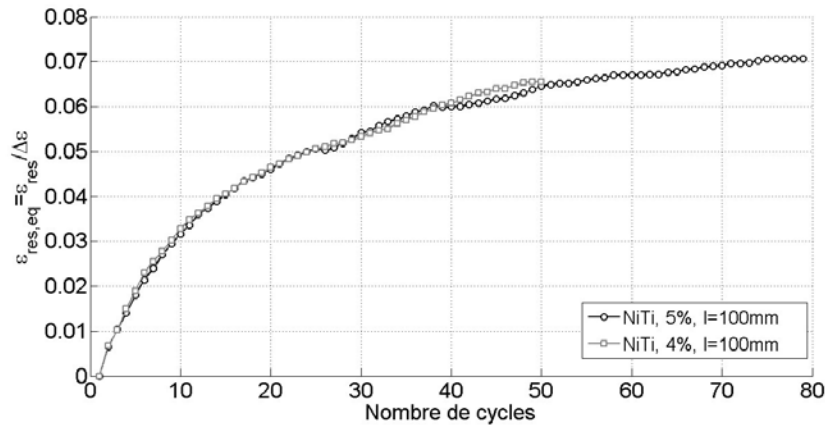


FIGURE 2.11 – Evolution de la déformation résiduelle "normée" en fonction du nombre de cycles d'après les figures 2.7 et 2.8

Ainsi, c'est l'accumulation totale de martensite transformée qui semble piloter la déformation résiduelle. Ce n'est pas le cas pour la contrainte de début de transformation (cf. figure 2.10) qui semble indépendante de l'amplitude de la sollicitation lors des 50 premiers cycles. Au delà, une extrapolation des courbes semble démontrer à nouveau un lien avec l'amplitude de déformation. Les essais cycliques quasi-statiques étant très longs, la température n'a pas été contrôlée par l'enceinte thermique. Cela peut expliquer la perturbation qui se produit entre les cycles 45 et 50. Cette

plage correspond dans les deux cas au même instant de la journée (au sens de la température). Cette perturbation concerne par ailleurs l'évolution du pseudo-écrouissage (cf. figure 2.12) et de la hauteur des boucles d'hystérésis (cf. figure 2.13), calculées toutes deux à partir de la contrainte de début de transformation, thermo-dépendante.

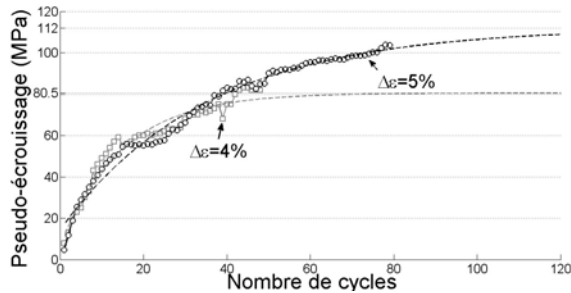


FIGURE 2.12 – Evolution du pseudo-écrouissage en fonction du nombre de cycles d'après les figures 2.7 et 2.8

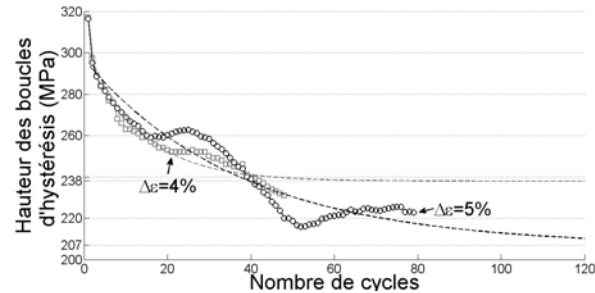


FIGURE 2.13 – Evolution de la hauteur des boucles d'hystérésis en fonction du nombre de cycles d'après les figures 2.7 et 2.8

Compte tenu du résultat tiré de la figure 2.10, il était prévisible que l'amplitude de déformation imposée n'influence pas l'évolution du pseudo-écrouissage, donnée en figure 2.12, sur les 50 premiers cycles. En effet, le pseudo-écrouissage est lié à la valeur de contrainte de début de transformation et à la contrainte maximale obtenue lors de la boucle d'hystérésis principale. La mémorisation des boucles internes explique l'augmentation du niveau de contrainte nécessaire pour atteindre l'amplitude de déformation imposée. Étant donné que le plateau associé à une configuration quasi-statique est plat (du moins en dessous de 5% de déformation), le niveau maximal entre les deux niveaux de chargement est peu différent. L'augmentation du pseudo-écrouissage est tout de même limitée par un (relativement faible) adoucissement constaté au cours des cycles, via l'abaissement de la contrainte associée à la déformation maximale. La hauteur des boucles d'hystérésis est plus difficile à interpréter mais on peut la relier à l'accumulation de martensite transformée. Dans [170], cette grandeur est définie comme variable interne pilotant le comportement cyclique.

Par ailleurs, les fils qui sont utilisés au sein du dispositif amortisseur présenté en partie 2, ont été prélevés sur un fil de longueur d'environ 10 m, éduqué sur un banc de traction de câble de génie civil. En effet, les échantillons mesurent environ 1.2 m et ne pouvaient donc pas être éduqués sur la machine de traction utilisée précédemment. L'éducation consistait à solliciter en traction le fil de NiTi jusqu'à un niveau maximal de déformation de 8%, à la fréquence de 0.0056 Hz, sur une centaine de cycles. Pour plus de détails, le lecteur est renvoyé au chapitre 5 de ce mémoire. La courbe σ - ε correspondante est donnée en figure 2.14, bien qu'elle ne puisse pas être comparée aux précédentes, en raison de conditions aux limites différentes.

Des échantillons du fil éduqué ont été prélevés à destination, cette fois-ci, de la machine de traction avec contrôle de la température via l'enceinte thermique (à 40, 50 et 60°C). Les courbes obtenues permettent ainsi d'ajouter de nouveaux points dans le pseudo-diagramme (cf. figure 2.15) afin d'observer l'influence de l'éducation.

Les domaines d'existence de la martensite sont translatés suite à l'éducation. Les pentes obtenues sont comparables à celles du matériau vierge. En revanche, nous ne sommes pas en mesure

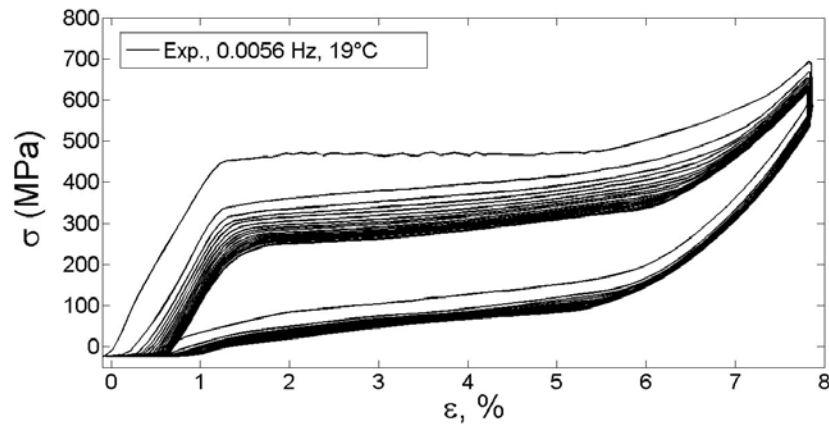


FIGURE 2.14 – Education d'un fil de NiTi ($\Delta\varepsilon = 8\%$) et évolution de son comportement mécanique pour une température comprise entre 19 et 24°C

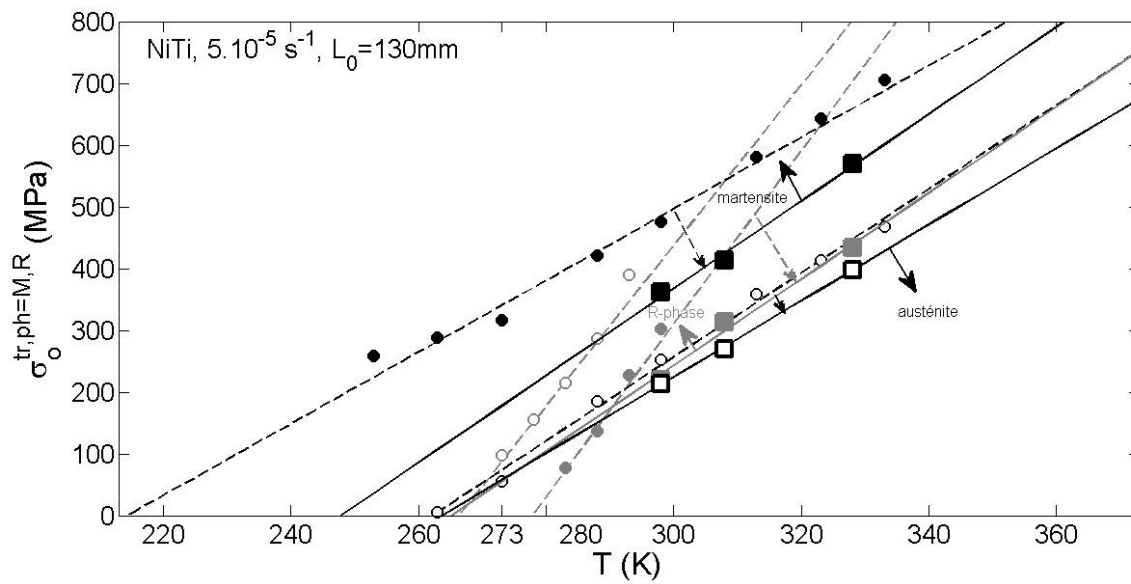


FIGURE 2.15 – Pseudo-diagramme de phase complété (symboles carrés) pour des éprouvettes éduquées (sous forme de fils) de NiTi (marquages pleins : transformations directes)

d'effectuer la comparaison pour les contraintes seuils de début de transformation R-phase post-éducation. En effet, les points associés à ce domaine de température n'étaient pas accessibles lors de l'étude du matériau vierge mais l'éducation semble avoir découplé un peu plus les deux processus, à savoir les transformations martensitique et R-phase. La pente obtenue apparaît bien plus faible mais semble associée à la saturation du seuil de début de transformation R-phase en fonction de la température, observée dans [61].

Ce paragraphe démontre l'influence de l'éducation à prendre en compte nécessairement avant la mise en œuvre des fils dans le dispositif amortisseur, ainsi que l'influence du niveau de déformation dans l'évolution de la boucle d'hystérésis, notamment en ce qui concerne la déformation résiduelle (cf. figure 2.11). La répétition de ces essais avec contrôle de température en enceinte thermique permettrait de corréler l'évolution de la boucle avec l'accumulation de fraction volumique de martensite transformée ou encore l'accumulation des niveaux de déformation exercés.

2.3 Essais non quasi-statiques : effet de la vitesse de sollicitation

Le comportement quasi-statique de l'alliage a été appréhendé en maîtrisant l'échauffement du matériau. Dans cette section, l'augmentation des vitesses de sollicitation au delà d'une valeur critique, fonction du matériau et des conditions thermomécaniques de l'essai, ne permet plus d'assurer l'équilibre thermique de l'éprouvette avec l'environnement extérieur. La figure 2.16 se propose de présenter l'effet de la vitesse de sollicitation sur le comportement mécanique (courbes σ - ϵ), pour la température de 26°C.

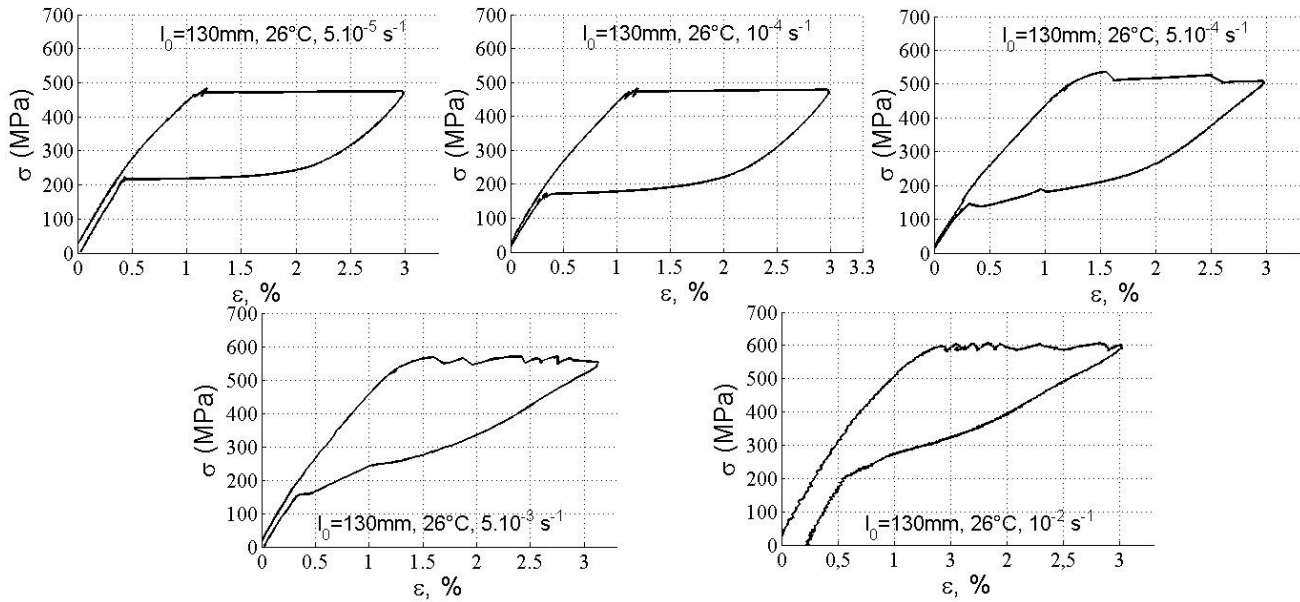


FIGURE 2.16 – Courbes σ - ϵ expérimentales pour des essais réalisés sur des fils de longueur utile 130 mm ($\Delta\epsilon = 3\%$, $T_{test} = 26^\circ\text{C}$) à différentes vitesses de déformation : a) 5.10^{-5} s^{-1} ; b) 10^{-4} s^{-1} ; c) 5.10^{-4} s^{-1} ; d) 5.10^{-3} s^{-1} ; e) 10^{-2} s^{-1}

A première vue, l'aire des boucles et la rigidité (par l'intermédiaire de la pente du pseudo-écrouissage) sont fortement affectées par la vitesse. Les causes de ces modifications ont été données dans l'étude bibliographique de ce mémoire, et seront à nouveau discutées lors de la confrontation des résultats du modèle de loi de comportement, présenté dans le chapitre 3, à ceux de l'expérience. La pente du plateau de transformation directe augmente peu, par rapport à celle associée au retour. On peut l'expliquer par les conditions aux limites thermomécaniques, auxquelles les fils de NiTi sont très sensibles, ainsi que par le niveau de sollicitation. Les courbes obtenues par Morin *et al.* [156] pour des vitesses équivalentes ne mettent en évidence un changement de pente significatif qu'au delà de la valeur de 3%. Les essais présentés ici ne permettent donc pas d'observer l'augmentation du pseudo-écrouissage. L'aire maximale de la boucle d'hystérésis, qui traduit en fait une variation de l'énergie des forces internes (cf. chapitre 3), correspond à une valeur intermédiaire de vitesse de déformation (5.10^{-4} s^{-1}). L'absence d'information sur l'évolution de température locale dans la plage de l'extensomètre, du fait de la mise en place d'une enceinte thermique, ne nous permet pas actuellement d'expliquer les processus mis en jeu. On peut constater l'apparition d'irrégularités sur les plateaux de transformation martensitique avec l'augmentation de la vitesse. L'accroissement du caractère localisé de la transformation avec la vitesse implique une forte hétérogénéité de l'avancement de la transformation, faible par endroit, mais très avancée par ailleurs. Le blocage de la martensite ou l'activation de la plasticité sont donc plus engagés pour des vitesses élevées que pour des faibles vitesses où la transformation est plus homogène. Ainsi, le niveau d'endommagement pour une sollicitation donnée n'est pas équivalent selon la vitesse de celle-ci. Par ailleurs, on constate une évolution de la contrainte de début de transformation avec la vitesse. Sans plus d'informations, on peut faire l'hypothèse que la transformation R-phase, qui apparaît avant la transformation martensitique, pour la température d'essai considérée, provoque l'augmentation de la température du matériau. Par ailleurs, les effets de structure et d'hétérogénéité peuvent contribuer à cette augmentation.

La même étude a été réalisée pour une température "contrôlée" de 0°C , en figure 2.17. Les observations associées à la figure 2.16 sont transposables à la figure 2.17. L'abaissement de la température se traduit pas un abaissement du seuil de transformation martensitique, mais la principale différence entre les deux températures d'essai est le niveau d'apparition de la R-phase (présente pour un niveau de contrainte nul pour $T_{test}=0^\circ\text{C}$) par rapport à celui de la martensite. En effet, l'état initial du matériau est biphasé. La base de la courbe est similaire entre les différentes vitesses mais la déformation résiduelle observée après la fin de la décharge est à la fois imputable à la plasticité localisée, au blocage de la martensite, et à la transformation R-phase inverse inachevée (à la température de 0°C). La vitesse influence peu la transformation R-phase car ce processus est connu pour être plus homogène que la transformation martensitique. L'apparition de R-phase semble abaisser la rigidité du matériau dans un premier temps, mais a pour conséquence de limiter la formation de martensite pour une amplitude de déformation donnée, ainsi que l'énergie mécanique dissipée.

Les figures 2.18-a) et b) donnent, respectivement, l'évolution des contraintes de début de transformation martensitique et des pentes des plateaux de transformation.

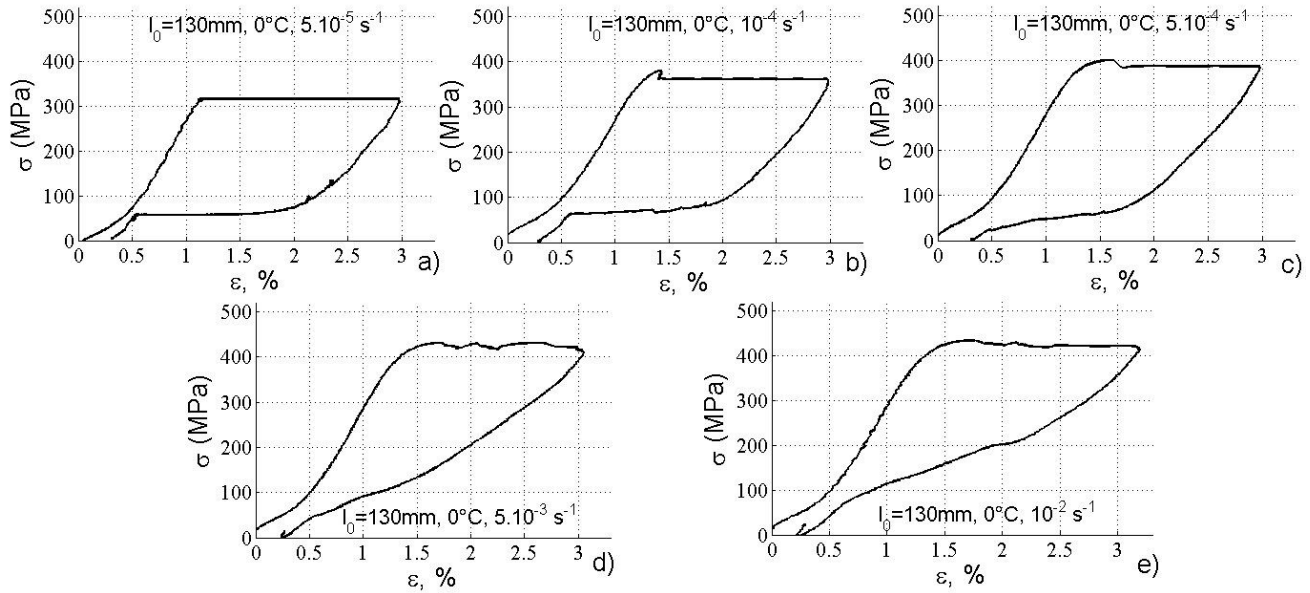


FIGURE 2.17 – Courbes σ - ε expérimentales pour des essais réalisés sur des fils de longueur utile 130 mm ($\Delta\varepsilon = 3\%$, $T_{\text{test}} = 0^\circ\text{C}$) à différentes vitesses de déformation : a) 5.10^{-5} s^{-1} ; b) 10^{-4} s^{-1} ; c) 5.10^{-4} s^{-1} ; d) 5.10^{-3} s^{-1} ; e) 10^{-2} s^{-1}

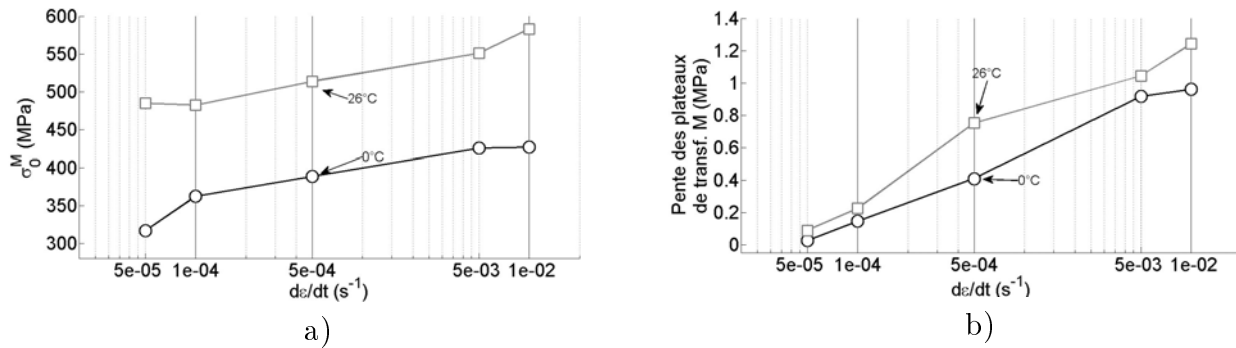


FIGURE 2.18 – Influence de la vitesse de sollicitation sur : a) la contrainte de début de transformation martensitique ; b) la pente du plateau de transformation martensitique

Une augmentation de la contrainte de début de transformation du même ordre pour les deux températures d'étude a été observée (cf. figure 2.18-a)). Pourtant, un important domaine élastique peu dissipatif (supposé associé à l'état R-phase) précède le plateau de transformation martensitique, à 0°C , laissant ainsi le temps au matériau de se refroidir par rapport aux essais effectués à 26°C . La cause de l'augmentation systématique de ce seuil serait donc plutôt à rechercher du côté de l'hypothèse d'un effet de structure. En effet, nous avons imaginé, dans un premier temps, que l'augmentation de la température lors de l'apparition de R-phase en était la cause. D'après la figure 2.18-b), on constate une augmentation relativement faible de la pente avec la vitesse de sollicitation. L'étude porte sur des transformations relativement peu avancées, il faut donc interpréter ces courbes prudemment.

2.4 Synthèse et conclusion

Les essais mécaniques présentés dans ce chapitre ont permis de montrer les effets de température dans l'enceinte contrôlée sur les deux transformations de phase mises en évidence : la transformation martensitique (orientée) et la transformation R-phase. Un pseudo-diagramme, déduit de ces essais, a permis d'identifier les domaines de coexistence des trois phases (austénite, R-phase, martensite), qui sont aussi des domaines où les deux transformations entrent en compétition.

Le pseudo-diagramme a permis de montrer que les contraintes seuils de transformations de phase sont fortement dépendantes de la température. Lorsque les échantillons sont sollicités à des vitesses plus rapides, le matériau est ainsi affecté par les chaleurs latentes des transformations de phase, car l'équilibre thermique entre le matériau et son environnement ne peut être réalisé. Par ailleurs, les essais non quasi-statiques semblent mettre en évidence une évolution de dissipation non monotone avec l'augmentation de la vitesse de déformation imposée. Les résultats présentés sont en accord avec la littérature mais toujours difficiles à interpréter compte tenu de la maîtrise partielle des conditions aux limites thermiques et mécaniques.

Le pouvoir dissipatif du matériau, qui est supposé être à l'origine de son pouvoir amortissant, résulte d'une compétition entre les variations de température au sein du matériau et les échanges thermiques avec l'environnement extérieur. Ainsi, afin de pouvoir prédire le pouvoir amortissant du fil, il est intéressant de mettre au point un modèle de loi de comportement en superélasticité pouvant être implémenté dans un code industriel d'éléments finis. Celui-ci doit pouvoir prendre en compte les phénomènes qui affectent le comportement thermomécanique et par extension le pouvoir amortissant. Cette étude fait l'objet du chapitre 3. Pour s'affranchir des difficultés liées au comportement cyclique, nous considérerons par la suite (dans la partie 1 uniquement), que le matériau est vierge mais néanmoins stabilisé. En effet, il a été montré que les conditions de sollicitation lors de l'éducation mécanique avaient une influence importante sur de nombreux paramètres.

Chapitre 3

Modélisation numérique de l'effet superélastique du NiTi avec prise en compte de la R-phase

3.1 Contraintes à remplir par le modèle et choix d'un critère de validation

Il existe à ce jour de très nombreux modèles phénoménologiques dont le but est de les intégrer dans un code de calculs par éléments finis. Cependant, chaque modèle possède sa propre particularité en fonction de la problématique à laquelle il est sensé répondre. On se propose donc dans cette partie de mettre au point un modèle de comportement capable de prendre en compte les phénomènes qui semblent affecter le pouvoir dissipatif du matériau, au regard de l'application proposée. Pour rappel, le chapitre 2 dédié à la caractérisation des fils de NiTi en traction a mis en évidence la présence de la phase intermédiaire "R", des effets de température et de vitesse. L'effet de cyclage mécanique n'est pas mentionné car on supposera par la suite que le comportement du matériau est initialement stabilisé. Pour connaître la pertinence de la prise en compte de tels phénomènes, il est nécessaire de savoir dans quelle mesure, ceux-ci contribuent au pouvoir amortissant.

De nombreux travaux ont démontré l'efficacité du pouvoir dissipatif des AMF [134], mais l'origine des phénomènes dissipatifs n'est pas toujours bien identifiée. Par exemple, la dissipation du matériau est parfois mise sur le compte du seul couplage thermomécanique (Peyroux *et al.* [99]). Parfois, c'est la dissipation intrinsèque qui est jugée responsable du pouvoir amortissant.

On adapte la relation donnée par Piedbœuf *et al.* (cf. équation 3.1), permettant d'estimer le pouvoir amortissant fourni lors du comportement superélastique à partir de la courbe σ - ε . On s'intéressera, cette fois-ci, à un cycle charge-décharge en traction uniquement (et non en compression, d'où la disparition du facteur 2 dans l'équation 3.1 par rapport à celle donnée en chapitre 1). Ainsi, le facteur de perte η , directement proportionnel au taux d'amortissement ξ d'un système mécanique en vibration, se calcule à partir de l'énergie de transformation ΔW (l'aire de la boucle) et de l'énergie de déformation maximale W (l'aire sous la courbe de transformation directe) [122]. Dans ce cas précis, les effets dissipatifs sont pris en compte de façon implicite et quelle que soit leur origine, à partir du moment où ils affectent l'allure ou bien l'aire de la boucle d'hystérésis.

$$\eta = \frac{1}{2\pi} \frac{\Delta W}{W - \frac{1}{2}\Delta W} = 2\xi \quad (3.1)$$

Afin d'estimer le pouvoir amortissant d'un fil de NiTi pour un chargement et une température donnés, il est donc nécessaire de prédire au mieux l'allure et la taille de la boucle d'hystérésis. Nous avons abordé le rôle des effets de vitesse et de température sur les boucles d'hystérésis, dans les chapitres 1 et 2 de ce mémoire. Nous montrerons ainsi lors du bilan énergétique permettant d'aboutir à l'équation de la chaleur, le rôle dissipatif du couplage thermomécanique qui s'ajoute à la dissipation intrinsèque du matériau. En conséquence, le rôle de la transformation R-phase dans le pouvoir amortissant des alliages de NiTi mérite d'être étudié, malgré sa faible capacité dissipative, en raison du couplage thermomécanique associé. On se propose donc de retenir le critère de Piedbœuf et Gauvin afin de valider la pertinence du choix de la loi de comportement présentée dans ce chapitre. A terme, nous validerons ce choix en reliant le taux d'amortissement au facteur de perte, par l'intermédiaire d'une simulation numérique se basant sur l'application visée. Cette étude fera l'objet de la seconde partie de ce mémoire (chapitre 6).

3.2 Gestion des transformations de phase : cadre quasi-statique

Le modèle présenté dans ce chapitre est le prolongement d'un travail initié par Bouvet [100], restreint à des efforts mécaniques en traction 1D, en raison de la géométrie des éprouvettes utilisées et de l'application Génie Civil. En revanche, une configuration quasi-statique ne peut satisfaire les conditions auxquelles seront soumis les fils. Nous verrons que les vitesses de déformation peuvent atteindre en pratique près de 2.10^{-1} s^{-1} . Par ailleurs, la présence de la R-phase n'est plus considérée négligeable pour les faibles niveaux de déformations prévus, en comparaison de la majorité des applications pour lesquelles les AMF démontrent tout leur intérêt. Le travail de Saint-Sulpice [170] s'était lui aussi basé sur ce même modèle, auquel a été ajouté le comportement cyclique. Certaines de ses améliorations seront ainsi reprises par la suite.

3.2.1 Partition des déformations

Dans la suite de ce chapitre, les exposants "A", "M" et "R" sont associés aux phases austénite, martensite et R-phase, respectivement. L'exposant additionnel "tr, ph=M,R" signifie qu'il s'agit de la transformation entre l'austénite et la martensite d'une part ou l'austénite et la R-phase d'autre part. Dans la majorité des modèles de superélasticité des AMF, l'hypothèse des petites perturbations en déformation imposée est généralement retenue et permet de relier simplement le tenseur des contraintes à celui des déformations. En particulier, on écrit dans le cas 1D :

$$\varepsilon_{11} = \varepsilon_{11}^e + \varepsilon_{11}^{tr,M} + \varepsilon_{11}^{tr,R} = E^{-1}\sigma_{11} + \varepsilon_{11}^{tr,M} + \varepsilon_{11}^{tr,R} \quad (3.2)$$

Où ε^e est le tenseur de déformation élastique, σ_{11} est la contrainte axiale (traction simple) et E est le module d'Young homogénéisé du matériau et fonction des phases en présence. $\varepsilon^{tr,ph=M,R}$ sont les tenseurs de déformation de transformation et permettent en fait de piloter la loi de comportement en fonction des variables d'état σ , ε et T , la température du matériau.

Comme mentionné dans l'état de l'art de ce mémoire, on s'appuie par la suite sur la relation de proportionnalité entre les fractions volumiques de martensite et de R-phase et leur déformation de transformation associée, donnée par l'équation 3.3.

$$\varepsilon_{11}^{tr,ph=M,R} = \gamma^{tr,ph=M,R} z^{ph=M,R} \quad (3.3)$$

Où $\gamma^{tr,ph=M,R}$ sont les niveaux de déformation de transformation maximum observables en traction uni-axiale. Ces valeurs ne correspondent pas rigoureusement à un avancement de transformation complet mais à l'activation du plus grand nombre possible de variantes de la phase en question, fonction de la direction de l'effort mécanique imposé. $z^{ph=M,R}$ sont les fractions volumiques des phases présentes, et dont les valeurs varient entre $[0,1]$ et respectent "l'équilibre chimique" des phases ($z^R + z^M + z^A = 1$).

Le module d'Young homogénéisé E du matériau est fonction de la rigidité des trois phases pondérée par leur pourcentage (cf. équation 3.4), à l'image du modèle présenté par Paradis *et al.* [129].

$$E(z^R, z^M) = (1 - z^M - z^R)E^A + z^M E^M + z^R E^R \quad (3.4)$$

Avec $E^{ph=M,R,A}$, les modules d'Young correspondant à un matériau monophasé. Notons que la variation du module d'élasticité lors du passage par l'état intermédiaire R-phase est parfois considérée comme plus significative que la déformation de transformation $\varepsilon^{tr,R}$.

3.2.2 Surfaces de charge

Le modèle de Bouvet *et al.* s'inspire de ceux décrivant la plasticité généralisée dans les métaux et dont des niveaux de contrainte indiquent les seuils d'activation du processus. Dans l'espace des contraintes ces seuils sont représentés par des surfaces de charge, dont la frontière ne peut pas être franchie (à l'exception des configurations où le comportement mécanique dépend explicitement du temps ou de la vitesse de sollicitation tels que la visco-élasticité ou visco-plasticité). La forme des surfaces est associée au calcul d'une contrainte équivalente, fonction de l'ensemble des composantes du tenseur des contraintes. La surface lorsqu'elle est atteinte annonce l'activation du processus et se dilate autour d'un centre invariant dans le cas d'un écrouissage isotrope. Dans le cas d'un écrouissage cinématique pur, elle translate sans se dilater. Le choix du type de surface de charge dépend des phénomènes à prendre en compte, en particulier lors de chargements cycliques.

Surfaces de charge associées à la transformation martensitique

On note f_1^M la surface de charge isotrope associée au domaine d'élasticité de la phase austénitique et f_2^M la surface de charge cinématique de centre X associée au domaine d'élasticité de la phase martensitique. Celles-ci sont mises en équation dans 3.5 et 3.6, d'après la formulation donnée par Bouvet *et al.* [100]. En revanche, les formulations proposées ici sont ramenées à un cas unidimensionnel.

$$f_1^M = |\sigma_{11}| - (M(z^M) + \sigma_0^M(T)) \leq 0 \quad (3.5)$$

$$f_2^M = |\sigma_{11} - X| - (M(z^M) + \sigma_0^M(T)) \leq 0 \quad (3.6)$$

Avec la formulation de X donnée en équation 3.7, où $sign(x)$ renvoie la valeur $+1$ si $x \geq 0$ et -1 sinon.

$$X = [2(\sigma_0^M(T) + M(z^R)) - \omega(z^M)] \text{sign}(\varepsilon^{tr,M}) \quad (3.7)$$

Le terme $\sigma_0^M(T)$, dépendant de la température et de l'histoire thermomécanique (paramètre non intrinsèque) du matériau, correspond au niveau de contrainte de début de transformation. La relation de linéarité vis-à-vis de la température a été discutée dans l'état de l'art et a été validée lors de l'étape de caractérisation expérimentale du matériau. Elle se traduit par le coefficient μ^M , caractéristique du matériau (cf. équation 3.8).

$$\sigma_0^M(T) = \mu^M(T - T^*) + \sigma_0^{M,*} \quad (3.8)$$

$\sigma_0^{M,*}$ est la contrainte seuil de début de transformation associée à T^* , température de référence, dont la valeur de 296K a été choisie arbitrairement.

Le "pseudo-écrouissage" $M(z^M)$ correspond à l'augmentation du niveau de contrainte nécessaire à une progression de transformation martensitique donnée, lors d'un chargement mécanique. Sa formulation, donnée en équation 3.9, diffère d'un sens de chargement à l'autre. Lors d'un chargement quasi-statique, c'est-à-dire sans effet de vitesse, le pseudo-écrouissage maximal M^{max} est associé à la fraction de martensite maximale. Il correspond donc à un faible niveau de contrainte et donc à un plateau quasi-horizontal sur la courbe σ - ε . La formulation $M(z^M)$ dépend du sens de la transformation. Cependant, la même allure, gouvernée par la fonction g^M , est adoptée. g^M doit satisfaire les conditions $g^M(z^M = 0) = 0$ et $g^M(z^M = 1) = 1$ afin d'assurer que $M(z^M = z^{M,min}) = M^{min}$ et $M(z^M = z^{M,max}) = M^{max}$.

$$\begin{aligned} M(z^M) &= M_i^{min} + (M_j^{max} - M_i^{min})g^M\left(\frac{z^M - z_i^{M,min}}{z_j^{M,max} - z_i^{M,min}}\right) & (\dot{z}^M > 0) \\ M(z^M) &= (M_j^{max} - \omega_j^{max} - M_i^{min} + \omega_i^{min})g^M\left(\frac{z^M - z_i^{M,min}}{z_j^{M,max} - z_i^{M,min}}\right) & (\dot{z}^M < 0) \\ &\quad + \omega(z^M) + M_i^{min} - \omega_i^{min} & (3.9) \end{aligned}$$

Avec M_1^{min} , le niveau de contrainte anélastique de la première boucle d'hystérésis (boucle "principale"), nul lorsque le matériau est vierge. Les indices i et j sont associés respectivement, aux transformations directe et inverse incomplètes. Ces compteurs permettent la mémorisation de "points mémoires" nécessaires à la modélisation du phénomène de boucles internes, qui se manifestent lors de chargements cycliques. Le principe consiste à mémoriser les paramètres courants lors du changement de sens de transformation. Ainsi, l'évolution du pseudo-écrouissage décrite lors de la transformation partielle suivante prendra effet de la même manière que pour une transformation complète mais sur une portion restreinte de transformation, soit entre le plus fort stade d'avancement de la transformation avant recharge (point "min") et le plus faible avant décharge (point "max"). Le point "max" est nécessairement associé à un niveau de contrainte supérieur à celui du point "min". Il en résulte la formation de boucles internes inscrites dans la boucle "principale", soit celle du matériau brut sollicité jusqu'à transformation complète puis déchargé suffisamment pour retrouver l'état 100% austénitique (cf. figure 3.1). Il arrive que l'avancement des transformations directe ou inverse soit supérieur à un cycle antérieur. L'un des deux points limites de la boucle interne actuelle est ainsi "franchi" et la boucle en question effacée de la "mémoire" du matériau.

Ainsi, le chemin mécanique suivi est celui de la boucle interne précédente (indiqué par des pointillés en figure 3.1). Le principe de modélisation ne repose pas sur des fondements physiques, pouvant être attribués à une éducation ponctuelle des variantes de martensite au sein du matériau.

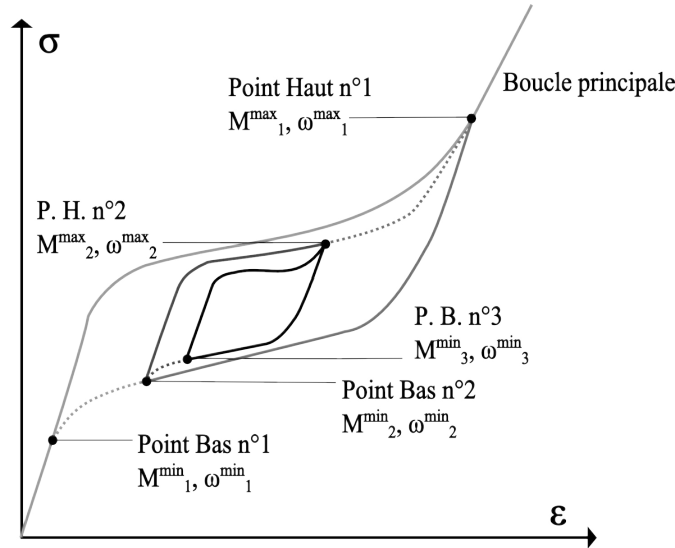


FIGURE 3.1 – Illustration de l' "effet point mémoire" : exemple de formation de boucles internes

Dans le cadre d'un chargement mécanique unidimensionnel, $\omega(z^M)$ correspond à la plage de contrainte axiale sur laquelle un matériau biphasé est élastique, soit lors de la décharge après transformation directe, soit lors de la recharge, après transformation inverse (cf. schéma, figure 3.2). Sa formulation satisfait les conditions $\omega(z^M = z^{M,min}) = \omega^{min}$ et $\omega(z^M = z^{M,max}) = \omega^{max}$. L'étendue de ce domaine évolue avec l'avancée de la transformation d'après une loi "puissance", initialement formulée par Saint-Sulpice *et al.* [170] à l'intention des alliages cuivreux (cf. équation 3.10). Sur l'axe des contraintes, représenté plus loin dans cette section (cf. figure 3.3), ω est la plage d'intersection des deux espaces contenus par les surfaces de charge.

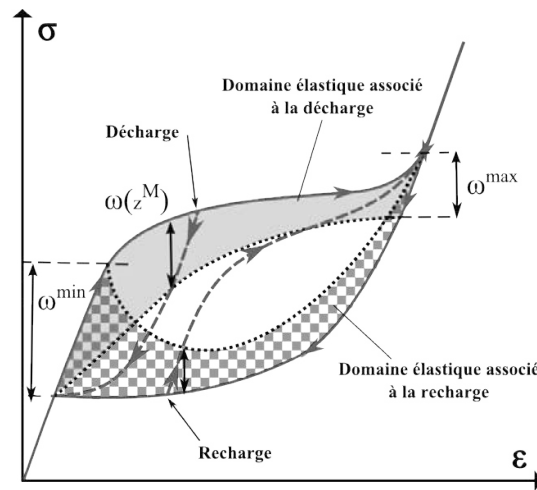


FIGURE 3.2 – Interprétation graphique de la variable ω dans le cas d'un matériau à deux phases

$$\omega(z^M) = \omega_j^{max} + \left(p^{\frac{z^M - z_i^{M,min}}{z_j^{M,max} - z_i^{M,min}}} - p \right) (\omega_i^{min} - \omega_j^{max}) \quad (3.10)$$

Avec p , un coefficient adimensionnel à identifier expérimentalement à partir d'un jeu de courbes d'essais de traction, effectués à différentes amplitudes de déformation.

Surfaces de charge associées à la transformation R-phase

On a montré dans le chapitre précédent, sur un domaine de température particulier dans lequel les transformations austénite-martensite et austénite-R-phase sont découplées, que cette dernière pouvait se produire à partir de l'état austénitique et revenir à son état initial. La transformation austénite-R-phase peut donc être étudiée comme un phénomène indépendant de la transformation martensitique. Sur le plan cristallographique, il a été montré que les mécanismes de distorsion du cristal étaient similaires dans les deux cas [71]. La transformation R-phase est d'ailleurs vue comme une "sous-transformation martensitique". Par analogie avec le cas de la transformation martensitique, on ajoute dans le cadre de cette thèse : f_3^R la surface de charge isotrope associée au domaine d'élasticité austénitique et f_4^R la surface de charge cinématique, de centre Y , associée au domaine d'élasticité à l'état 100% R-phase. Les fonctions associées sont données par les équations 3.11 et 3.12, respectivement.

$$f_3^R = |\sigma_{11}| - (R(z^R) + \sigma_0^R(T)) \leq 0 \quad (3.11)$$

$$f_4^R = |\sigma_{11} - Y| - (R(z^R) + \sigma_0^R(T)) \leq 0 \quad (3.12)$$

Avec,

$$Y = [2(\sigma_0^R(T) + R(z^R)) - \delta(z^R)] \text{ sign}(\varepsilon^{tr,R}) \quad (3.13)$$

La contrainte de début de transformation R-phase est elle aussi thermo-dépendante (cf. équation 3.14), comme le montre le pseudo-diagramme donné en figure 2.6 (cf. chapitre 2).

$$\sigma_0^R(T) = \mu^R(T - T^*) + \sigma_0^{R,*} \quad (3.14)$$

Avec μ^R , le coefficient de linéarité de la loi $\sigma_0^R = f(T)$ et T^* est la même température de référence que celle définie plus haut.

Le pseudo-écrouissage associé à la transformation R-phase est formulé de façon analogue à celui de la martensite (cf. équation 3.15). Seule la fonction de forme g^R diffère de g^M .

$$\begin{aligned} R(z^R) &= R^{min} + (R^{max} - R^{min})g^R(z^R) & (\dot{z}^R > 0) \\ R(z^R) &= (R^{max} - \delta^{max} - R^{min} + \delta^{min})g^R(z^R) + \delta(z^R) + R^{min} - \delta^{min} & (\dot{z}^R < 0) \end{aligned} \quad (3.15)$$

Par ailleurs, par souci de simplification du problème, on opte pour une relation de linéarité entre l'étendue du domaine d'élasticité δ du matériau biphasé austénite-R-phase et z^R la fraction volumique de R-phase (cf. équation 3.16). Compte tenu de la faible largeur des boucles d'hystérésis associées, on peut se permettre cette approximation sans induire d'erreurs significatives.

$$\delta(z^R) = \delta^{min} + z^R(\delta^{max} - \delta^{min}) \quad (3.16)$$

Pour la même raison, on ne prend pas en compte "l'effet point mémoire" qui n'a jamais été mis en évidence expérimentalement pour la transformation R-phase, à notre connaissance.

3.2.3 Cinétique de transformation de phases

Comme dans le modèle de Bouvet, nous faisons l'hypothèse de normalité entre le tenseur de déformation de transformation martensitique et les surfaces de charge $f_{i=1,2}^M$, au point de chargement [100]. Dans un cas 1D, les formules se traduisent comme suit :

$$\dot{\varepsilon}_{11}^{tr,M} = \dot{\lambda}_1^M \frac{\partial f_1^M}{\partial \sigma_{11}} \quad (\dot{z}^M > 0) \quad (3.17)$$

$$\dot{\varepsilon}_{11}^{tr,M} = -\dot{\lambda}_2^M \text{sign}(\varepsilon_{11}^{tr,M}) \quad (\dot{z}^M < 0) \quad (3.18)$$

Par analogie, nous aboutissons à des équations similaires dans le cas de la transformation austénite-R-phase.

$$\dot{\varepsilon}_{11}^{tr,R} = \dot{\lambda}_3^R \frac{\partial f_3^R}{\partial \sigma_{11}} \quad (\dot{z}^R > 0) \quad (3.19)$$

$$\dot{\varepsilon}_{11}^{tr,R} = -\dot{\lambda}_4^R \text{sign}(\varepsilon_{11}^{tr,M}) \quad (\dot{z}^R < 0) \quad (3.20)$$

Où $\dot{\lambda}_1^M$, $\dot{\lambda}_2^M$, $\dot{\lambda}_3^R$ et $\dot{\lambda}_4^R$ sont des multiplicateurs pseudo-élastiques des phases M et R, respectivement.

Ces différentes équations sont mises en œuvre, jamais simultanément, en fonction de l'emplacement de l'état courant $\underline{\sigma}$ dans l'espace des contraintes, par rapport aux surfaces de charges, fonction de la température. Les différentes options conduisent aux relations de cohérence suivantes, schématisées par ailleurs en figure 3.3.

$f_1^M < 0$	et	$f_2^M < 0$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_1^M = \dot{\lambda}_2^M = 0$	élasticité (état biphasé)
$(f_1^M = 0, \dot{f}_1^M < 0)$	et	$f_2^M < 0$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_1^M = \dot{\lambda}_2^M = 0$	décharge élastique
$f_1^M < 0$	et	$(f_2^M = 0, \dot{f}_2^M < 0)$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_1^M = \dot{\lambda}_2^M = 0$	recharge élastique
$(f_1^M = 0, \dot{f}_1^M = 0)$	et	$f_2^M < 0$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_1^M = \gamma^M \dot{z}^M \geq 0$	transformation M directe
$f_1^M < 0$	et	$(f_2^M = 0, \dot{f}_2^M = 0)$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_2^M = -\gamma^M \dot{z}^M \geq 0$	transformation M inverse

La configuration $(f_1^M = f_2^M = 0)$ et $(\dot{f}_1^M = \dot{f}_2^M = 0)$, correspondant à la ré-orientation de variantes de martensite, n'est pas prévue dans ce modèle unidimensionnel.

En introduisant la R-phase et ainsi deux surfaces de charge supplémentaires, de nouvelles relations de cohérence doivent être formulées en plus des 6 précédentes.

$f_3^R < 0$	et	$f_4^R < 0$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_3^R = \dot{\lambda}_4^R = 0$	élasticité (état biphasé)
$(f_3^R = 0, \dot{f}_3^R < 0)$	et	$f_4^R < 0$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_3^R = \dot{\lambda}_4^R = 0$	décharge élastique
$f_3^R < 0$	et	$(f_4^R = 0, \dot{f}_4^R < 0)$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_3^R = \dot{\lambda}_4^R = 0$	recharge élastique
$(f_3^R = 0, \dot{f}_3^R = 0)$	et	$f_4^R < 0$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_3^R = \gamma^R \dot{z}^R \geq 0$	transformation R directe
$f_3^R < 0$	et	$(f_4^R = 0, \dot{f}_4^R = 0)$	\Rightarrow	$\dot{\lambda}_4^R = -\gamma^R \dot{z}^R \geq 0$	transformation R inverse

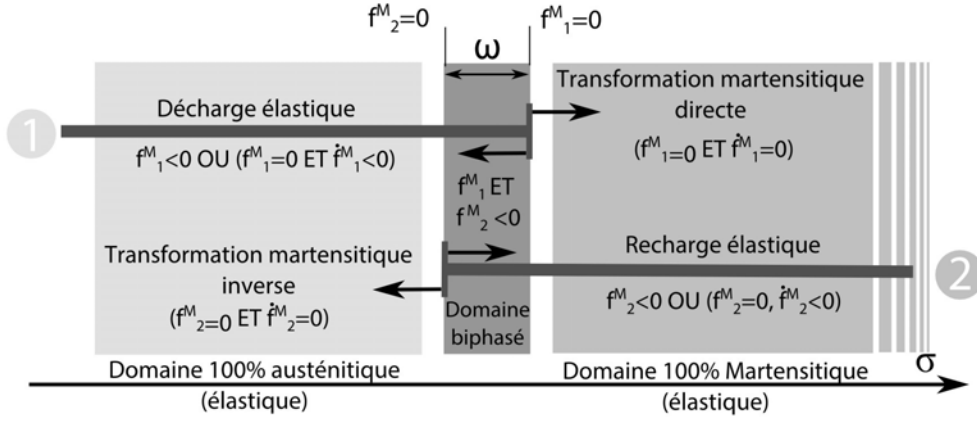


FIGURE 3.3 – Représentation des "surfaces de charge" pour la transformation martensitique dans un cas 1D

Dans la suite de ce paragraphe, on se propose de se ramener aux équations qui vont permettre de mettre en place la méthode numérique du Return-Mapping.

Ainsi, pour chacune des deux transformations (directe et inverse), l'évolution des fractions des phases qui pilotent la taille et la position des surfaces de charge doit satisfaire les relations $f_{i=1..4} = 0$. Puisque $f_{i=1..4}$ ne peuvent prendre de valeur strictement positive, le return-mapping permet d'effectuer des itérations pour approcher cette condition. Pour cela, l'incrément $\Delta z^{ph=M,R}$ doit être tel que $\frac{df_{i=1..4}^{ph=M,R}(v^{j=1..n})}{dz^{ph=M,R}} = \frac{\partial f_{i=1..4}}{\partial v^{j=1..n}} \frac{dv^{j=1..n}}{dz^{ph=M,R}} = -f_{i=1..4}$.

$$f_1^M = f_1^M(\sigma, z^M, M, T) \Rightarrow dz^M = \frac{-f_1^M}{\frac{\partial f_1^M}{\partial \sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial z^M} + \frac{\partial f_1^M}{\partial M} \frac{\partial M}{\partial z^M} + \frac{\partial f_1^M}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial z^M}} (\dot{z}^M > 0) \quad (3.21)$$

$$f_2^M = f_2^M(\sigma, z^M, M, T, \omega) \Rightarrow dz^M = \frac{-f_2^M}{\frac{\partial f_2^M}{\partial \sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial z^M} + \frac{\partial f_2^M}{\partial M} \frac{\partial M}{\partial z^M} + \frac{\partial f_2^M}{\partial \omega} \frac{\partial \omega}{\partial z^M} + \frac{\partial f_2^M}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial z^M}} (\dot{z}^M < 0) \quad (3.22)$$

$$f_3^R = f_3^R(\sigma, z^R, R, T) \Rightarrow dz^R = \frac{-f_3^R}{\frac{\partial f_3^R}{\partial \sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial z^R} + \frac{\partial f_3^R}{\partial R} \frac{\partial R}{\partial z^R} + \frac{\partial f_3^R}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial z^R}} (\dot{z}^R > 0) \quad (3.23)$$

$$f_4^R = f_4^R(\sigma, z^R, R, T, \delta) \Rightarrow dz^R = \frac{-f_4^R}{\frac{\partial f_4^R}{\partial \sigma} \frac{\partial \sigma}{\partial z^R} + \frac{\partial f_4^R}{\partial R} \frac{\partial R}{\partial z^R} + \frac{\partial f_4^R}{\partial \delta} \frac{\partial \delta}{\partial z^R} + \frac{\partial f_4^R}{\partial T} \frac{\partial T}{\partial z^R}} (\dot{z}^R < 0) \quad (3.24)$$

On se place actuellement dans un cadre quasi-statique, au cours duquel l'évolution de la température au cours d'un essai n'est pas considérée. Les termes associés à T n'ont alors pas de conséquences. Par la suite, nous devons introduire l'équation de la chaleur pour mesurer les variations de température.

Le calcul des dérivées partielles permet d'obtenir les équations suivantes :

$$\begin{aligned}
dz^M &= \frac{-f_1}{\text{sign}(\sigma)((E^M - E^A)\frac{\sigma}{E} - E\gamma^M) - M'(z^M)} && \text{martensite} \\
&&& \text{directe} \\
dz^M &= \frac{-f_2}{\text{sign}(\sigma - X)((E^M - E^A)\frac{\sigma}{E} - E\gamma^M) + M'(z^M)(-2\text{sign}(\sigma - X)\text{sign}(\varepsilon^{tr,M}) - 1) + \omega'(z^M)\text{sign}(\sigma - X)\text{sign}(\varepsilon^{tr,M})} && \text{martensite} \\
&&& \text{inverse} \\
dz^R &= \frac{-f_3}{\text{sign}(\sigma)((E^R - E^A)\frac{\sigma}{E} - E\gamma^R) - R'(z^R)} && \text{R-phase} \\
&&& \text{directe} \\
dz^R &= \frac{-f_4}{\text{sign}(\sigma - Y)((E^R - E^A)\frac{\sigma}{E} - E\gamma^R) + R'(z^R)(-2\text{sign}(\sigma - Y)\text{sign}(\varepsilon^{tr,R}) - 1) + \delta'(z^R)\text{sign}(\sigma - Y)\text{sign}(\varepsilon^{tr,R})} && \text{R-phase} \\
&&& \text{inverse}
\end{aligned}$$

En pratique, si l'un des cas de transformation prévus est satisfait, le calcul d'incrément de $dz^{ph=M,R}$ associé est effectué pour approcher au mieux la frontière de la surface de charge atteinte au point courant, lors de l'itération d'un même pas de temps, en supposant que la transformation ne soit pas terminée. Le schéma, donné en figure 3.4, illustre les itérations au cours d'un pas de temps. Les états de contrainte sont représentés par rapport au référentiel "frontière de la surface de charge f_1^M ". En effet, la surface de charge évolue d'une itération à l'autre car la température y est recalculée. Les multiples couplages entre les paramètres du modèle ne permettent pas d'atteindre la valeur exacte de 0. On fixe donc une tolérance sur la valeur de $f_{1,2}^{ph=M,R}$ (≈ 10 MPa), suffisamment stricte, pour obtenir des résultats représentatifs. Si le résultat ne satisfait pas le critère alors le calcul est réitéré à partir de ce nouveau point intermédiaire. On cumule alors les $dz^{ph=M,R}$, pour obtenir l'augmentation de $z^{M,R}$ au cours d'un pas de temps. L'intérêt de cette méthode est donc d'obtenir un résultat quasi-indépendant du pas de temps grâce au critère de tolérance du résultat.

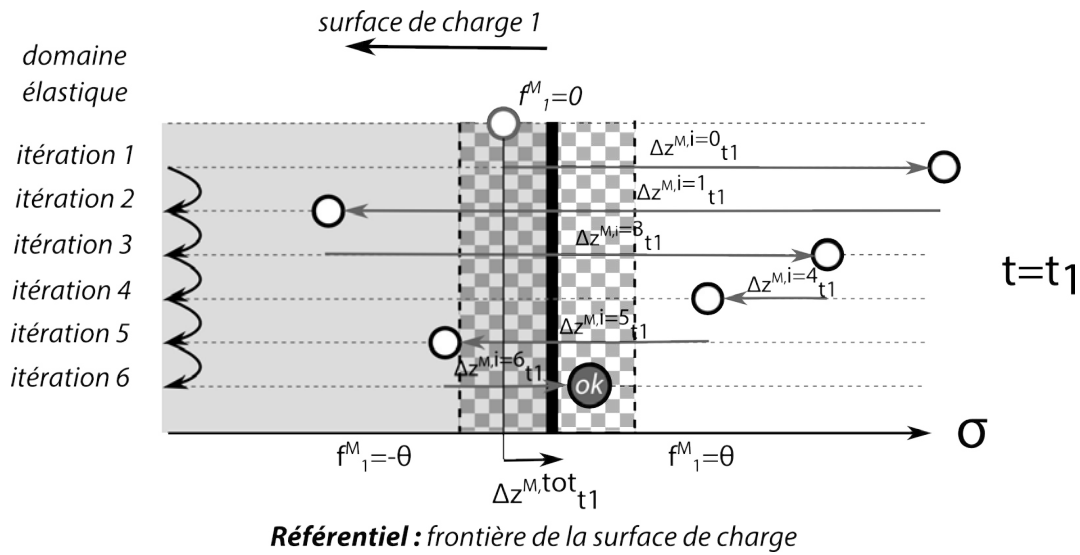


FIGURE 3.4 – Exemple d'itérations lors d'un pas de temps au cours de la transformation martensitique directe : algorithme de return-mapping

3.2.4 Couplage entre les surfaces de charge et gestion de l'équilibre dans la composition des phases

Le pseudo-diagramme de phase n'explique pas ce qu'il se produit lors d'un conflit entre deux transformations (intersection de deux domaines), à moins de mettre en place, expérimentalement, des moyens de mesurer le dosage des phases. La technique de mesure de "résistivité" du matériau est peu adaptée aux matériaux à trois phases, d'autant plus que les résistivités des phases pures sont proches. Il est à noter que seuls deux couples de surface de charge ont été définis alors qu'il existe, potentiellement, trois transformations (directes et inverses). En effet, la transformation R-phase-martensite (directe et inverse) n'a pas été mentionnée jusqu'à présent. De plus, aucun couplage n'a été mis en place, pour le moment, entre les deux transformations considérées, à savoir austénite-martensite et austénite-R-phase. Toujours dans un souci de simplicité du modèle, et afin d'éviter d'ajouter deux nouvelles surfaces de charge (et donc un triple couplage), une relation directe entre les cinétiques de la transformation martensitique et de la transformation R-phase doit être formulée. La conséquence directe est la possibilité d'imposer l'équilibre entre les trois phases constitutives de l'état du matériau.

Si $((f_1^M = 0, \dot{f}_1^M = 0) \text{ et } f_2^M < 0)$ ou $((f_2^M = 0, \dot{f}_2^M = 0) \text{ et } f_1^M < 0)$, alors nous imposons, quelque soit le sens de la transformation martensitique :

$$\dot{z}^R = -\dot{z}^M \cdot z_{memo}^R \quad (3.25)$$

Où z_{memo}^R est la fraction volumique de R-phase obtenue avant d'avoir atteint le seuil de transformation martensitique. L'équation repose sur l'idée que la R-phase est moins stable que la martensite sur le plan thermodynamique, dans le domaine de températures étudié [71]. Qui plus est, on suppose que cette phase disparaît d'autant plus facilement qu'elle est présente, au bénéfice de la fraction de martensite. Puisque $z_{memo}^R \leq 1$, l'équation 3.25 impose de ne pas transformer plus de R-phase que de martensite produite. Dans le cas contraire, cela signifierait qu'une partie de la R-phase repasse par l'état austénitique avant d'atteindre l'état martensitique. Ainsi, deux cas se posent. Soit 100% de R-phase (observable) est créée avant la transformation martensitique, auquel cas, la martensite créée par la suite sera intégralement d'origine R-phase ($z_{memo}^R = 1$). Le cas le plus fréquent, qui voit la transformation martensitique apparaître avant que la transformation R-phase ne soit totale, prévoit ainsi qu'une partie de la martensite produite ne passe pas par l'état intermédiaire R-phase. La "vitesse" de disparition de la R-phase en faveur de la martensite est donc proportionnelle à la fraction de R-phase au départ de la transformation. Actuellement, il est difficile de vérifier cette relation expérimentalement.

3.2.5 Couplage thermomécanique

Introduction de l'équation de la chaleur

On souhaite désormais se placer dans un cadre non quasi-statique pour lequel la température du matériau est supposée non constante. La formulation des deux principes fondamentaux de la thermodynamique conduit à la généralisation de l'équation de la chaleur (équation 3.26).

$$\rho \dot{e} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} + r - \text{div} \vec{q} \quad (3.26)$$

Avec e la densité d'énergie interne fonction de T , de ε et des variables internes V_k du problème.

$$e = \Psi + Ts \quad (3.27)$$

Avec $\Psi(T, \underline{\varepsilon}, V_k)$ l'énergie libre, T la température absolue et $s(T, \underline{\varepsilon}, V_k)$ la densité d'entropie massique. \vec{q} est le vecteur flux de chaleur, r est la densité volumique de production interne de chaleur. $\underline{\sigma}$ et $\underline{\varepsilon}$ sont les tenseurs des contraintes et des déformations, respectivement. Par la suite, on s'intéresse à un cas de chargement mécanique de type traction uniaxiale.

De l'équation 3.27, on déduit :

$$\begin{aligned} \dot{e} &= \dot{\Psi} + \dot{T}s + T\dot{s} \\ &= \frac{\partial \Psi}{\partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \frac{\partial \Psi}{\partial T} \dot{T} + \Sigma_k \frac{\partial \Psi}{\partial V_k} \dot{V}_k + \dot{T}s + T\dot{s} \\ &= \frac{1}{\rho} \underline{\sigma} : \underline{\dot{\varepsilon}} - s\dot{T} - \Sigma_k A_k \dot{V}_k + \dot{T}s + T\dot{s} \end{aligned} \quad (3.28)$$

Avec les lois d'état suivantes, $\sigma = \rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon}$, $s = -\frac{\partial \psi}{\partial T}$ et $A_k = -\rho \frac{\partial \Psi}{\partial V_k}$.

Ce qui donne,

$$\begin{aligned} \underline{\sigma} : \underline{\dot{\varepsilon}} + r - \text{div} \vec{q} &= \underline{\sigma} : \underline{\dot{\varepsilon}} - A_k \dot{V}_k + \rho T \dot{s} \\ &= \underline{\sigma} : \underline{\dot{\varepsilon}} - A_k \dot{V}_k + \rho T \left(-\frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} - \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T^2} \dot{T} - \frac{\partial^2 \Psi}{\partial T \partial V_k} \dot{V}_k \right) \end{aligned} \quad (3.29)$$

Et finalement, puisque la capacité calorifique du matériau découle de la relation $Cp_m = -T \frac{\partial s}{\partial T}$, l'équation de la chaleur peut se mettre sous la forme suivante :

$$\begin{aligned} \rho Cp_m \dot{T} - \lambda \Delta T + h \frac{A_{fil}}{V_{fil}} (T - T_{test}) &= Di + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} \\ &+ \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \varepsilon^{tr,M}} \dot{\varepsilon}^{tr,M} + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \varepsilon^{tr,R}} \dot{\varepsilon}^{tr,R} \\ &+ \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial H^{tr,M}} \dot{H}^{tr,M} + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial H^{tr,R}} \dot{H}^{tr,R} \end{aligned} \quad (3.30)$$

Où T_{test} est la température de l'essai, A_{fil} et V_{fil} sont respectivement la surface extérieure et le volume de l'échantillon, h et λ sont respectivement les coefficients de convection et de conductivité thermique. L'énergie libre Ψ est basée sur celle définie par Bouvet *et al.* [100], à laquelle viennent s'ajouter les termes associés à la phase intermédiaire, R-phase.

Chacun des termes constitutifs de l'équation de la chaleur possède un sens physique :

- $-T\rho\frac{\partial^2\psi}{\partial T^2}$ correspond au taux d'absorption ou de désorption de la chaleur.
- $-\lambda\Delta T$ et $+h\frac{A_{fil}}{V_{fil}}(T - T_{test})$ correspondent aux pertes par conduction et convection, respectivement.
- Di est la dissipation intrinsèque :

$$D_i = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} - \rho(\dot{\psi} + s\dot{T}) = \Sigma_k A_k \dot{V}_k \quad (3.31)$$

Avec V_k les variables internes.

- Les termes restants ($\rho T \frac{\partial^2\psi}{\partial T \partial H^{tr,M}} \dot{H}^{tr,M}$, $\rho T \frac{\partial^2\psi}{\partial T \partial H^{tr,R}} \dot{H}^{tr,R}$) sont associés au couplage thermomécanique.

La première (3.26) et la seconde (3.30) formulation de l'équation de la chaleur permettent d'exprimer la puissance volumique des efforts intérieurs ω_{int} , dans l'équation 3.32.

$$-\omega_{int} = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} = \Sigma_k A_k \dot{V}_k + \rho\dot{e} - \rho C p_m \dot{T} + \rho T \frac{\partial^2\psi}{\partial T \partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \rho T \frac{\partial^2\psi}{\partial T \partial V_k} \dot{V}_k \quad (3.32)$$

Dans le cas d'un essai uniaxial, l'énergie de déformation W_{def} (cf. équation 3.33) sur un trajet A-B correspond à l'aire de la boucle d'hystérésis.

$$\begin{aligned} W_{def}^{A-B} &= \int_A^B -\omega_{int} dt \\ &= \int_A^B \Sigma_k A_k \dot{V}_k dt + \int_A^B (\rho\dot{e} - \rho C p_m \dot{T} + \rho T \frac{\partial^2\psi}{\partial T \partial \varepsilon} \dot{\varepsilon} + \rho T \frac{\partial^2\psi}{\partial T \partial V_k} \dot{V}_k) dt \\ &= \int_A^B \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\varepsilon}}} dt \end{aligned} \quad (3.33)$$

Ainsi, dans le cas général, l'énergie de déformation tient compte de l'énergie intrinsèque dissipée ainsi que de la chaleur absorbée et de la chaleur induite par les couplages thermomécaniques. Cela démontre la nécessité de prendre en compte l'effet de vitesse consécutif aux effets de couplage ainsi que la R-phase, en dépit de sa faible dissipation intrinsèque. Ainsi, le seul cas particulier pour lequel l'aire de la boucle d'hystérésis correspond à l'énergie dissipée est celui d'un cycle thermodynamique où l'état A est rigoureusement égal à l'état B.

La formulation de l'énergie libre, proposée par la suite et donnée par l'équation 3.34, comprend différentes contributions énergétiques.

$$\begin{aligned} \rho\psi(\varepsilon, T, \varepsilon^{tr,R}, \varepsilon^{tr,M}, H^{tr,R}, H^{tr,M}) &= \rho\psi^e(\varepsilon, \varepsilon^{tr,R}, \varepsilon^{tr,M}) + \rho\psi^T(T) \\ &+ \rho\psi^{tr,R}(T, \varepsilon^{tr,R}, H^{tr,R}) + \rho\psi^{tr,M}(T, \varepsilon^{tr,M}, H^{tr,M}) \end{aligned} \quad (3.34)$$

Au sein de laquelle on trouve :

- la densité d'énergie de déformation élastique,

$$\rho\psi^e(\varepsilon, \varepsilon^{tr,R}, \varepsilon^{tr,M}) = \frac{1}{2}E(\varepsilon^{tr,R}, \varepsilon^{tr,M})(\varepsilon - \varepsilon^{tr,R} - \varepsilon^{tr,M})^2 \quad (3.35)$$

- la densité d'énergie thermique,

$$\rho\psi^T(T) = \rho C p_m \left[(T - T^*) - T \ln \left(\frac{T}{T^*} \right) \right] \quad (3.36)$$

Où $C p_m$ est la capacité calorifique massique.

- la densité d'énergie associée à chaque transformation.

$$\rho\psi^{tr,M}(T, \varepsilon^{tr,M}, H^{tr,M}) = \gamma^M [H^{tr,M} + \mu^M(T - T^*)] \quad (3.37)$$

$$\rho\psi^{tr,R}(T, \varepsilon^{tr,R}, H^{tr,R}) = \gamma^R [H^{tr,R} + \mu^R(T - T^*)] \quad (3.38)$$

En dérivant le potentiel thermodynamique, on peut formuler les forces thermodynamiques généralisées π (cf. équations 3.39 et 3.40) et P (cf. équations 3.41 et 3.42) associées aux variables internes $\varepsilon^{tr,ph=R,M}$ et $H^{tr,ph=R,M}$, respectivement.

•

$$\pi^R = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon^{tr,R}} = \sigma - \mu^R(T - T^*) \quad (3.39)$$

•

$$\pi^M = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial \varepsilon^{tr,M}} = \sigma - \mu^M(T - T^*) \quad (3.40)$$

•

$$P^R = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial H^{tr,R}} = -\gamma^R \quad (3.41)$$

•

$$P^M = -\rho \frac{\partial \psi}{\partial H^{tr,M}} = -\gamma^M \quad (3.42)$$

Les termes de l'équation de la chaleur, associés au couplage thermomécanique deviennent finalement :

$$\rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \varepsilon^{tr,M}} \dot{\varepsilon}^{tr,M} + \rho T \frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \varepsilon^{tr,R}} \dot{\varepsilon}^{tr,R} = \gamma^M \mu^M T \dot{z}^M + \gamma^R \mu^R T \dot{z}^R \quad (3.43)$$

Les coefficients $\gamma^{ph=R,M} \mu^{ph=R,M} T$ sont directement liés aux chaleurs latentes de transformation de phase. En négligeant la contribution associée à la dilatation thermique, on obtient par ailleurs :

$$\frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial \varepsilon} = 0 \quad (3.44)$$

Par ailleurs, d'après la formulation de l'énergie libre proposée aucune contribution de Ψ ne dépend à la fois de T et de $H^{tr,ph=M,R}$. Finalement, les termes suivants sont nuls :

$$\frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial H^{tr,M}} = 0 \quad (3.45)$$

$$\frac{\partial^2 \psi}{\partial T \partial H^{tr,R}} = 0 \quad (3.46)$$

La forme finale de l'équation de la chaleur est la suivante :

$$\rho C p_m \dot{T} - \lambda \Delta T + h \frac{A_{fil}}{V_{fil}} (T - T_{test}) = D_i + \gamma^M \mu^M T \dot{z}^M + \gamma^R \mu^R T \dot{z}^R \quad (3.47)$$

La résolution de l'équation 3.47 peut être effectuée avec la méthode numérique des différences finies. L'équation obtenue met en compétition les termes en $\dot{z}^{ph=M,R}$ représentant la désorption ou l'absorption de chaleur latente en cas de transformation directe ($\dot{z}^{ph=M,R} > 0$) ou inverse ($\dot{z}^{ph=M,R} < 0$), respectivement, et les échanges thermiques entre l'échantillon et son environnement. En l'absence de sources de rayonnement, seuls les effets convectifs avec l'air ambiant et de conduction à travers les moyens de fixation des échantillons sont introduits dans l'équation. Ainsi, comme nous pourrons le vérifier par la suite, plus la vitesse de sollicitation mécanique est élevée, plus faible sera la contribution des échanges thermiques. On considère qu'une vitesse suffisamment faible couvre le cas d'un comportement isotherme (l'équilibre thermique entre l'échantillon et son environnement est assuré instantanément), tandis qu'une vitesse élevée couvre le cas d'un processus adiabatique. L'effet de la vitesse est donc relatif à l'importance des effets thermiques et du différentiel de température avec l'environnement. Il reste cependant à formuler le terme lié à la dissipation intrinsèque, qui fait l'objet du paragraphe suivant.

Couplage thermomécanique : formulation de la dissipation intrinsèque

Une fonction de dissipation Φ doit être définie non-négative afin de satisfaire les principes de la thermodynamique (équation 3.48).

$$\Phi = D_i + D_{th} = D_i^R + D_i^M + D_{th} \geq 0 \quad (3.48)$$

Où D_{th} est la dissipation thermique (équation 3.49) et $D_i^{ph=M,R}$ sont les puissances de dissipation intrinsèque associées à chaque phase. Tous les termes sont positifs.

D_{th} est donnée par,

$$D_{th} = -\frac{\vec{q}}{T} \cdot \overrightarrow{grad}(T) (\geq 0) \quad (3.49)$$

Où \vec{q} est le vecteur de flux de chaleur. Et D_i est donnée par,

$$\begin{aligned} D_i = \underline{\underline{\sigma}} : \underline{\underline{\dot{\epsilon}}} - \rho(\dot{\psi} + s\dot{T}) &= \gamma^R \pi^R \dot{z}^R - \gamma^R \dot{H}^{tr,R} + \gamma^M \pi^M \dot{z}^M - \gamma^M \dot{H}^{tr,M} \geq 0 \\ &= D_i^R + D_i^M \geq 0 \end{aligned} \quad (3.50)$$

On considère un cycle thermodynamique OABCDE associé à un essai de traction représenté sur la courbe σ - ϵ en figure 3.5-a).

L'évolution de l'énergie de dissipation intrinsèque $W_d^{R,cycle}$ (cf. figure 3.5-c)), au cours du cycle, associée à l'aire de la boucle $S_{cycle}^{ph=M,R}$, est donnée par :

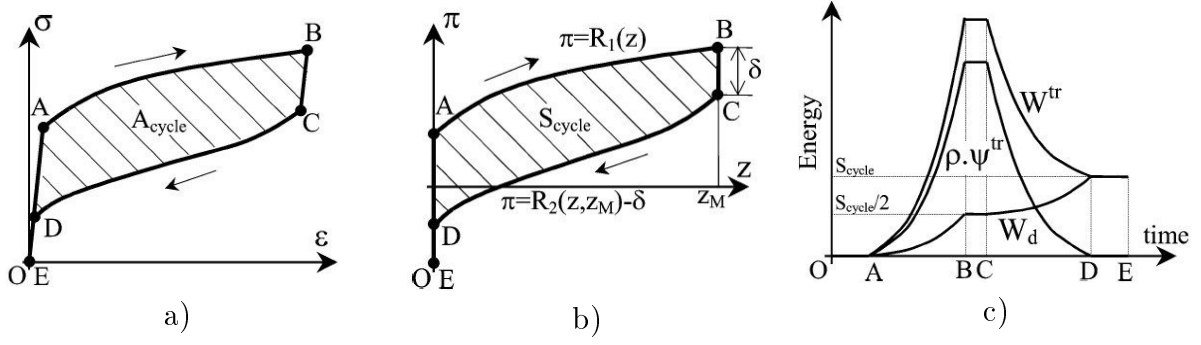


FIGURE 3.5 – Représentation d'un cycle thermodynamique OABCDE extrait de [100] : a) courbe σ - ε ; b) évolution de la force thermodynamique $\pi^{ph=M,R}$ associée à $\varepsilon^{tr,ph=M,R}$; c) évolution des énergies mises en jeu au cours du cycle pour la transformation R-phase par exemple

$$W_d^{M,cycle} = \oint_{cycle} (\gamma^M \pi^M \dot{z}^M - \dot{H}^{tr,M}) dt = \gamma^M \oint_{cycle} \pi^M \dot{z}^M dt = \gamma^M S_{cycle}^M \quad (3.51)$$

$$W_d^{R,cycle} = \oint_{cycle} (\pi^R \gamma^R \dot{z}^R - \dot{H}^{tr,R}) dt = \gamma^R \oint_{cycle} \pi^R \dot{z}^R dt = \gamma^R S_{cycle}^R \quad (3.52)$$

La figure 3.6 extraite de [100], représente graphiquement le calcul de la dissipation intrinsèque lors des transformations de phases directes et inverses à partir des paramètres caractéristiques de la taille et de l'allure des boucles. Dans le cas de la transformation austénite-R-phase, on retrouve ainsi les valeurs de "pseudo-écrouissage" $R(z^R)$ et la taille du domaine d'élasticité biphasé $\delta(z^R)$.

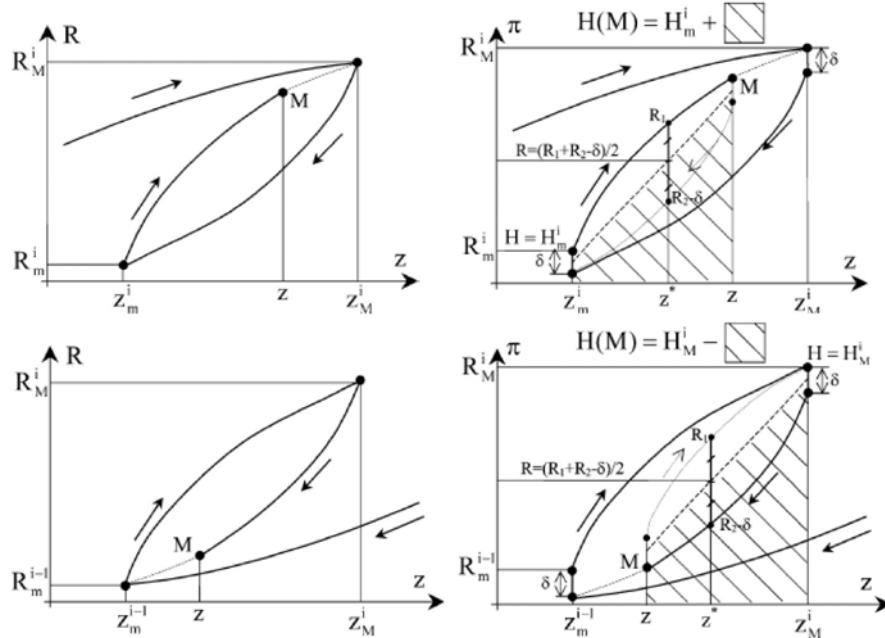


FIGURE 3.6 – Description de la dissipation intrinsèque à partir de la courbe σ - ε [100]

Supposons un point B, associé à l'avancement maximal d'une transformation qu'elle soit martensitique ou R-phase. Dans les deux cas, on découple les phénomènes en excluant les possibles

conflits entre transformations. Considérant respectivement les transformations directe et inverse, on calcule l'énergie de dissipation associée à la transformation martensitique :

$$\begin{aligned}
 \int_{directe} D_i^M dt &= \gamma^M \int_{directe} \pi^M \dot{z}^M dt & -\gamma^M \int_{directe} \dot{H}^{tr,M} dt \\
 &= \gamma^M \int_0^{z_{M,B}^M} M_1(z^M) dz^M & -\gamma^M H^{tr,M,B} \\
 &= W_d^{M,charge} & (3.53)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \int_{inverse} D_i^M dt &= \gamma^M \int_{inverse} \pi^M \dot{z}^M dt & -\gamma^M \int_{inverse} \dot{H}^{tr,M} dt \\
 &= \gamma^M \int_{z_{M,B}^M}^0 (M_2(z^M, z_B^M) - \omega(z^M)) dz^M & +\gamma^M H^{tr,M,B} \\
 &= W_d^{M,decharge} & (3.54)
 \end{aligned}$$

On procède de même pour le cas des transformations directe et inverse austénite-R-phase.

$$\begin{aligned}
 \int_{directe} D_i^R dt &= \gamma^R \int_{directe} \pi^R \dot{z}^R dt & -\gamma^R \int_{directe} \dot{H}^{tr,R} dt \\
 &= \gamma^R \int_0^{z_B^R} R_1(z^R) dz^R & -\gamma^R H^{tr,R}(z_B^R) \\
 &= W_d^{R,charge} & (3.55)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 \int_{inverse} D_i^R dt &= \gamma^R \int_{inverse} \pi^R \dot{z}^R dt & -\gamma^R \int_{inverse} \dot{H}^{tr,R} dt \\
 &= \gamma^R \int_{z_B^R}^0 (R_2(z^R, z_B^R) - \delta(z^R)) dz^R & +\gamma^R H^{tr,R}(z_B^R) \\
 &= W_d^{R,decharge} & (3.56)
 \end{aligned}$$

Les équations obtenues permettent donc de déduire les conditions nécessaires à l'obtention d'une dissipation positive selon les paramètres géométriques de la boucle. En effet, $g^{z^R} \leq 1$ et $g\left(\frac{z^M - z^{M,min}}{z^{M,max} - z^{M,min}}\right) \leq 1$ assurent la cohérence avec la relation de Clausius-Duhem qui impose $D_i^R \geq 0$ et $D_i^M \geq 0$.

En faisant l'hypothèse simplificatrice que la valeur de l'énergie de dissipation intrinsèque W_d est équivalente durant la charge et la décharge associée on peut écrire (cf. figure 3.5-c)), pour la transformation martensitique :

$$\begin{aligned}
 H^{tr,M}(z_B^M) &= \int_0^{z_B^M} M_1(z^M) dz^M - \frac{W_{d,M}^{charge}}{\gamma^M} \\
 &= \frac{1}{2} \int_0^{z_B^M} (M_1(z^M) + M_2(z^M, z_B^M) - \omega(z^M)) dz^M & (3.57)
 \end{aligned}$$

Et de la même manière pour la transformation R-phase :

$$\begin{aligned} H^{tr,R}(z_B^R) &= \int_0^{z_B^R} R_1(z^R) dz^R - \frac{W_{d,R}^{charge}}{\gamma^R} \\ &= \frac{1}{2} \int_0^{z_B^R} (R_1(z^R) + R_2(z^R, z_B^R) - \delta(z^R)) dz^R \end{aligned} \quad (3.58)$$

Les termes $H^{tr,M,B}$ et $H^{tr,R,B}$ peuvent donc être mesurés en chaque instant de la transformation et nous permettent d'en déduire la dissipation intrinsèque. Le terme de dissipation, alors introduit dans l'équation, apporte une contribution dont le signe ne dépend pas du sens de transformation. Alors que le couplage thermomécanique induit des variations de température symétriques autour de la température de l'essai, le terme de dissipation (bien que moins important) provoque une augmentation de la température en moyenne au cours d'un cycle, qui s'accumule avec le nombre de cycles exercés.

3.3 Bilan et identification des paramètres du modèle

Les modèles phénoménologiques nécessitent l'identification de paramètres macroscopiques (à l'échelle du VER), voire mésoscopiques (à l'échelle du grain ou de la variante). En effet, les processus mécaniques microscopiques et physiques à l'origine du comportement macroscopique ne sont pas pris en compte explicitement, contrairement au cas des modèles micromécaniques. Finalement, les paramètres à renseigner dans le modèle sont au nombre de 20 ($E_M, \gamma_M, \omega_1^{min}, \omega_1^{max}, M_1^{max}, \sigma_0^{M,*}, \mu^M, p, E_A, E_R, \gamma_R, \delta^{min}, \delta^{max}, R_1^{max}, \sigma_0^{R,*}, \mu^R, Cp_m, \rho, \lambda, h_{conv}$). En revanche, un de ces paramètres est indépendant du matériau (h_{conv}), tandis que d'autres (Cp_m, λ) nécessitent de réaliser des essais thermiques : des valeurs extraites de la littérature seront exploitées [182]. La masse volumique ρ est déduite directement de la composition chimique de l'alliage. Les 16 paramètres restant sont à déterminer à partir d'essais mécaniques dont les seuls paramètres variants sont la température (qui permet de découpler les transformations) et le niveau de déformation imposé (qui permet d'atteindre ou non certains états). Parmi ces paramètres, seuls deux d'entre-eux (a et p) sont des coefficients qui ne peuvent être obtenus par identification directe. Il faut s'assurer du caractère isotherme de l'essai pour ne pas introduire d'effet de vitesse affectant les courbes et par conséquent l'identification des paramètres.

En supposant qu'il existe une valeur de température pour laquelle l'obtention de 100% de R-phase ait lieu suffisamment tôt avant le début de la transformation martensitique, tout en commençant suffisamment tard pour atteindre à l'état initial 100% austénitique en fin de décharge, on est en mesure d'identifier les paramètres comme d'après la figure 3.7.

Cette température peut ne pas exister. Il est donc nécessaire de réaliser plusieurs essais. Trois essais ont ainsi permis d'identifier la totalité des paramètres mécaniques. Pour s'assurer d'effectuer une identification propre, les valeurs de μ^M et μ^R sont extraites du pseudo-diagramme de phase (cf. figure 2.6, chapitre 2) construit à partir de nombreux essais. Compte tenu du relativement faible écart entre les points expérimentaux et la droite approchée (i.e. de la faible dispersion), on pourrait se contenter de deux courbes mettant en évidence les deux transformations R-phase et martensite à la fois.

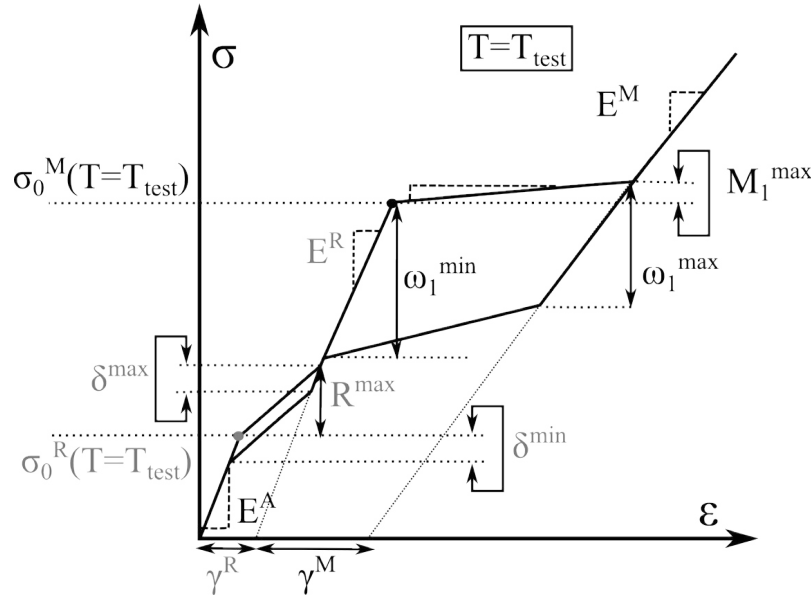
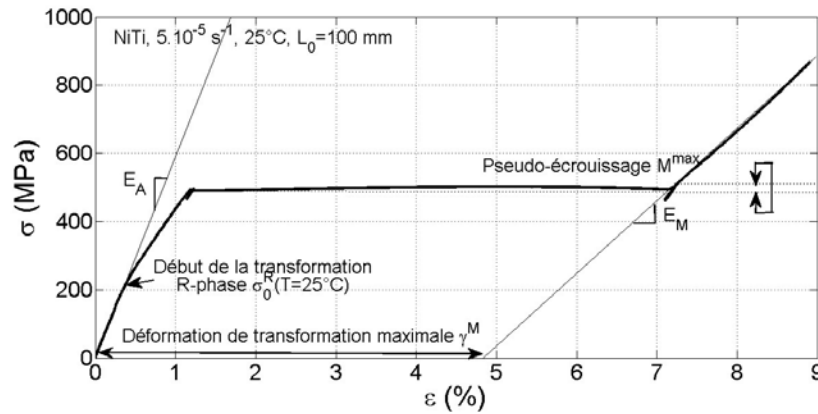


FIGURE 3.7 – Signification schématique de 13 des paramètres mécaniques du modèle

Le premier essai réalisé, dont la courbe est présentée en figure 3.8, a permis d'atteindre le domaine élastique martensitique en exerçant une déformation jusqu'à 9% à la vitesse de déformation imposée de $5.10^{-5}.s^{-1}$. Les conditions d'essais sont similaires à celles données dans le chapitre précédent pour les essais Quasi-Statiques. La décharge n'a pas été effectuée ici. Ainsi, les modules

FIGURE 3.8 – Essai de traction quasi-statique ($l_{fil}=130$ mm, $\dot{\epsilon} = 5.10^{-5}s^{-1}$, $\Delta\epsilon = 9\%$, à approximativement $25^\circ C$)

d'élasticité des phases austénitique ($E^A=57.0$ GPa) et martensitique ($E^M=21.6$ GPa) sont identifiables, ainsi que la déformation maximale de transformation martensitique ($\gamma^{tr,M} = 4.90\%$). On peut aussi estimer le niveau du pseudo-écrouissage maximal associé à la transformation martensitique complète ($M_1^{max} \approx 10$ MPa). On identifie enfin le niveau de la contrainte seuil associée à la R-phase pour la température de $25^\circ C$, $\sigma_0^M(T = 25^\circ C)$, qui se caractérise par un changement de pente dans le domaine *a priori* élastique au début du chargement.

Un deuxième essai, extrait de la campagne présentée dans le chapitre 2, a été réalisé sous une température contrôlée dans l'enceinte thermique afin d'identifier la contrainte de début de transformation σ_0^M pour la température de 0°C (cf. figure 3.9). Connaissant le coefficient μ^M , $\sigma_0^{M,*}$ peut être déduite de la valeur relevée de $\sigma_0^M(T = 0^\circ\text{C})$.

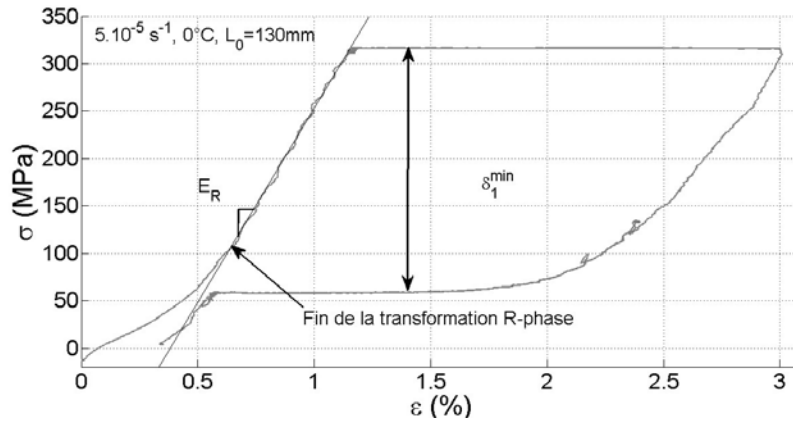


FIGURE 3.9 – Essai de traction quasi-statique ($l_{fil}=130 \text{ mm}$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} \text{ s}^{-1}$, $\Delta\varepsilon = 3\%$, à 0°C)

De plus, la température de 0°C a permis d'atteindre la fin de transformation R-phase avant le début de la transformation martensitique. La portion linéaire précédant le plateau de transformation martensitique correspond selon nous à l'état R-phase le plus avancé, dont la pente est $E^R=40.4 \text{ GPa}$. L'influence de la R-phase sur les paramètres associés à la boucle de transformation martensitique peut être négligée. On peut donc estimer $\omega_1^{\min}=230 \text{ MPa}$, qui est la hauteur de la boucle d'hystérésis pour $z^M = 0^+$.

Une troisième courbe est réalisée à la température de 10°C pour laquelle on peut observer la boucle d'hystérésis complète associée à la transformation R-phase (cf. figure 3.10). Il faut pour cela solliciter le fil en deçà du niveau de contrainte de début de transformation martensitique.

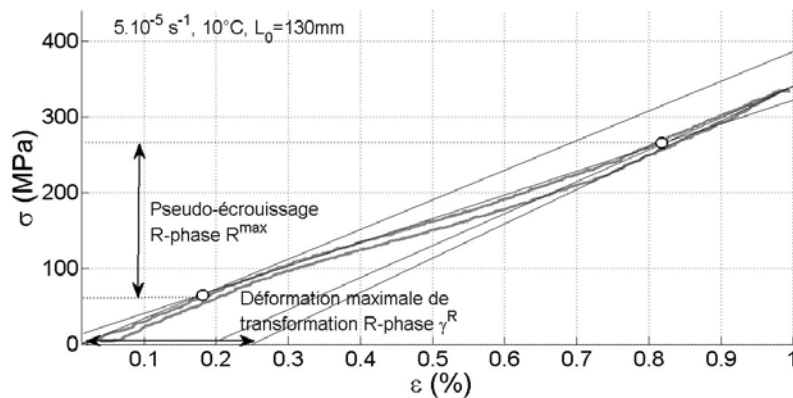


FIGURE 3.10 – Essai de traction quasi-statique ($l_{fil}=130 \text{ mm}$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} \text{ s}^{-1}$, $\Delta\varepsilon = 3\%$, à 10°C)

On peut ainsi identifier la valeur maximale du pseudo écrouissage ($R^{\max}=120 \text{ MPa}$), la déformation maximale de transformation ($\gamma^R=0.25\%$) et une approximation de la hauteur de la boucle d'hystérésis ($\delta_{\min}=\delta_{\max}=15\text{MPa}$).

La fonction de pseudo-écrouissage a été retenue de manière à approcher au mieux l'allure des "plateaux" de transformation aller et retour, observables en figure 3.9. Le choix ne s'est pas porté sur la fonction "exacte" mais sur une fonction simple (régulière, continue), valable à la fois pour les sens direct et inverse et nécessitant le moins de coefficients possible. L'équation 3.59 retenue n'en contient qu'un seul : le paramètre a . Le nombre total de paramètres est porté à 21.

$$g^M(z^M) = \frac{\ln(1 + (a - 1)z^M)}{\ln(a)} \quad (3.59)$$

Une fois les précédents paramètres extraits, a et p peuvent être identifiés par minimisation à l'aide du logiciel SiDoLo [183]. L'influence de ces paramètres n'est pas prépondérante pour les niveaux de déformation mis en jeu. Afin de conserver une certaine "souplesse" permettant l'utilisation de ce modèle pour d'autres applications, nous avons toutefois préféré les conserver. Les allures des fonctions régissant le pseudo-écrouissage et la taille du domaine d'élasticité biphasé sont données en figures 3.11-a) et 3.11-b), respectivement.

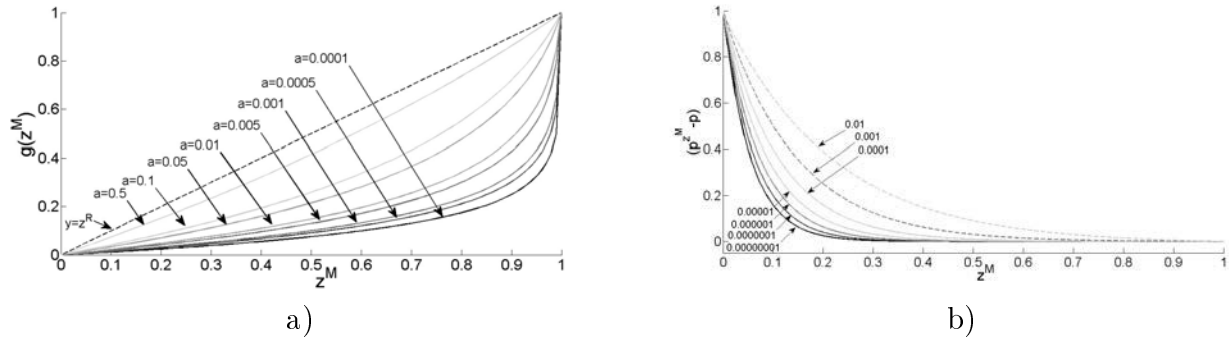


FIGURE 3.11 – Fonctions sur le domaine $z \in [0,1]$: a) $\frac{\ln(1+(a-1)z)}{\ln(a)}$; b) $p^z - p$

La valeur adoptée du coefficient a est de 0.001. De la même manière, la valeur du paramètre p qui permet d'affiner l'allure de $\omega(z^R)$ est prise à 0.00001. Compte tenu de la faible dissipation intrinsèque de la transformation R-phase et afin de ne pas surcharger le modèle, les fonctions $\delta(z^R)$ et g^R sont affines (cf. équations 3.10 et 3.60).

$$g^R(z^R) = z^M \quad (3.60)$$

L'ensemble des paramètres identifiés est résumé dans le tableau 3.1.

Paramètres	E_M	γ_M	ω_1^{min}	ω_1^{max}	M_1^{max}	σ_0^M	μ^M	p	a	E_A
Valeurs adoptées	21.6 (GPa)	4.9 (%)	240 (MPa)	20 (MPa)	20 (MPa)	465.4 (MPa)	6.3 (MPa.K ⁻¹)	0.00001 -	0.001 -	57.0 (GPa)
Paramètres	E_R	γ_R	δ_1^{min}	δ_1^{max}	R_1^{max}	σ_0^R	μ^R	C_p	ρ	λ
Valeurs adoptées	40.4 (GPa)	0.25 (%)	15 (MPa)	15 (MPa)	220 (MPa)	276.1 (MPa)	13.45 (MPa.K ⁻¹)	500 [182] (J.K ⁻¹ .kg ⁻¹)	6450 (kg.m ⁻³)	18.0 [182] (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)

TABLE 3.1 – Valeurs des paramètres injectées dans le modèle

3.4 Validation du modèle de comportement selon le critère de Piedbœuf et Gauvin

La validation du modèle est prévue sur la base du critère de Piedbœuf et al, en s'assurant que les boucles d'hystérésis obtenues soient en conformité avec l'expérience d'un point de vue qualitatif. Ainsi, nous prévoyons d'effectuer la comparaison des énergies de transformation ΔW et des énergies de déformation maximale W . Le modèle numérique nous offre la possibilité de suivre l'avancée des transformations selon les hypothèses formulées sur le mécanisme d'apparition des phases, ainsi que l'évolution de la température fonction de la vitesse de sollicitation. La température est d'ailleurs le meilleur moyen d'observer la contribution du couplage thermomécanique par rapport à la dissipation intrinsèque, dans l'influence sur l'allure des boucles.

Les calculs menés dans la suite de ce chapitre sont réalisés via le logiciel MATLAB. L'intégration a été effectuée d'après la méthode d'Euler. Néanmoins, la mise en œuvre de l'algorithme du return-mapping assure la convergence pour un nombre d'incréments de temps relativement faible.

3.4.1 Validation dans une configuration quasi-statique

La figure 3.12 fait la comparaison entre la simulation numérique et les courbes expérimentales sur le plan mécanique, au regard des essais quasi-statiques, pour différentes températures d'essai. En parallèle, la lecture des courbes données en figure 3.13 permet d'interpréter les changements de phase mis en jeu dans le modèle.

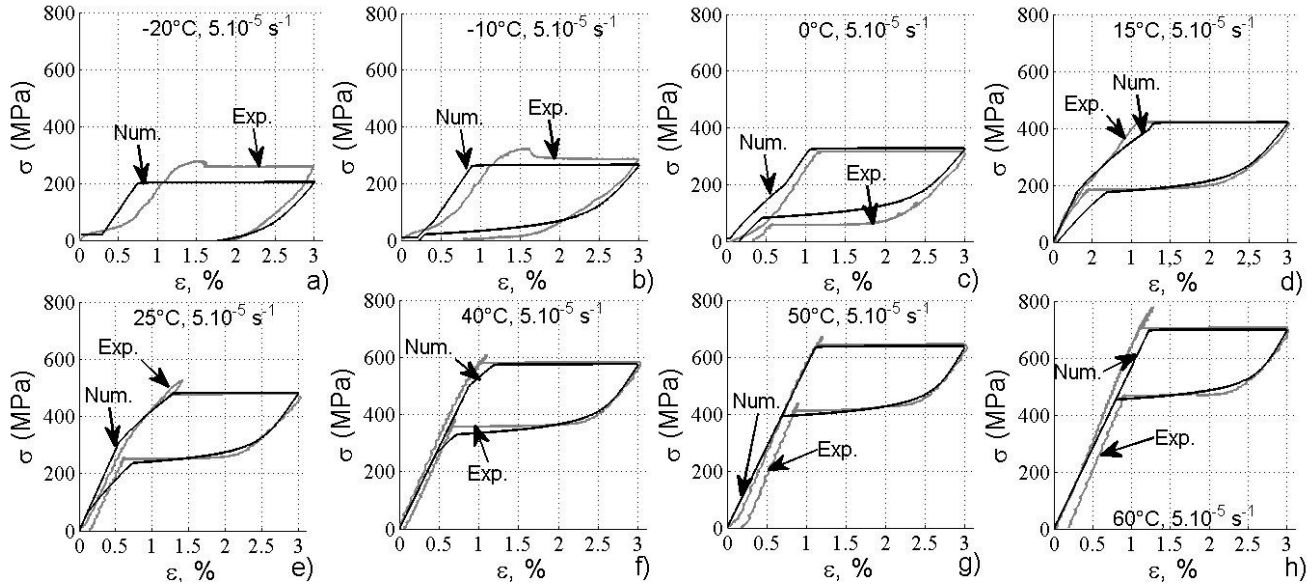


FIGURE 3.12 – Comparaison simulation expérience pour des essais quasi-statiques ($\Delta\varepsilon = 3\%$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} s^{-1}$) à différentes température : a) -20°C ; b) -10°C ; c) 0°C ; d) 15°C ; e) 25°C ; f) 40°C ; g) 50°C ; h) 60°C

L'aire de la boucle est sous-estimée numériquement pour de basses températures (cf. courbes 3.12-a)b)c)). Ceci est la conséquence de l'hypothèse d'un coefficient μ^M identique pour les transformations aller et retour. Sur ces mêmes courbes, on constate un décalage du résultat numérique

par rapport à l'expérience concernant le début de la transformation martensitique. En effet, la R-phase est très sensible vis-à-vis de la température. Les courbes 3.12-a)b)c) montrent le comportement d'un alliage initialement à l'état 100% R-phase ou biphasé (d'après la figure 3.13). On obtient néanmoins un résultat satisfaisant sur le plan qualitatif. Finalement, la prédiction du modèle numérique est d'autant plus juste que la R-phase est faiblement mise en jeu. C'est le cas pour les plus hautes températures étudiées, par exemple. En revanche, certains aspects, non pris en compte dans le modèle numérique, seront susceptibles d'affecter l'estimation des énergies mises en jeu : celle de dissipation en particulier. Pour des températures supérieures à 25°C, la température permet en théorie un retour à l'état initial, après avoir parcouru un cycle charge-décharge pour un matériau initialement vierge. Pourtant, on peut constater, expérimentalement, une déformation résiduelle. Pour des valeurs de températures de 0°C ou moins, il est possible d'obtenir une déformation résiduelle par l'approche numérique car les transformations inverses ne peuvent pas être achevées aux niveaux de température considérés. Il est difficile en revanche d'effectuer la comparaison avec la déformation obtenue expérimentalement, qui possède en plus de la fraction volumique non transformée, une contribution due au blocage de la martensite et une autre due à une éventuelle plasticité.

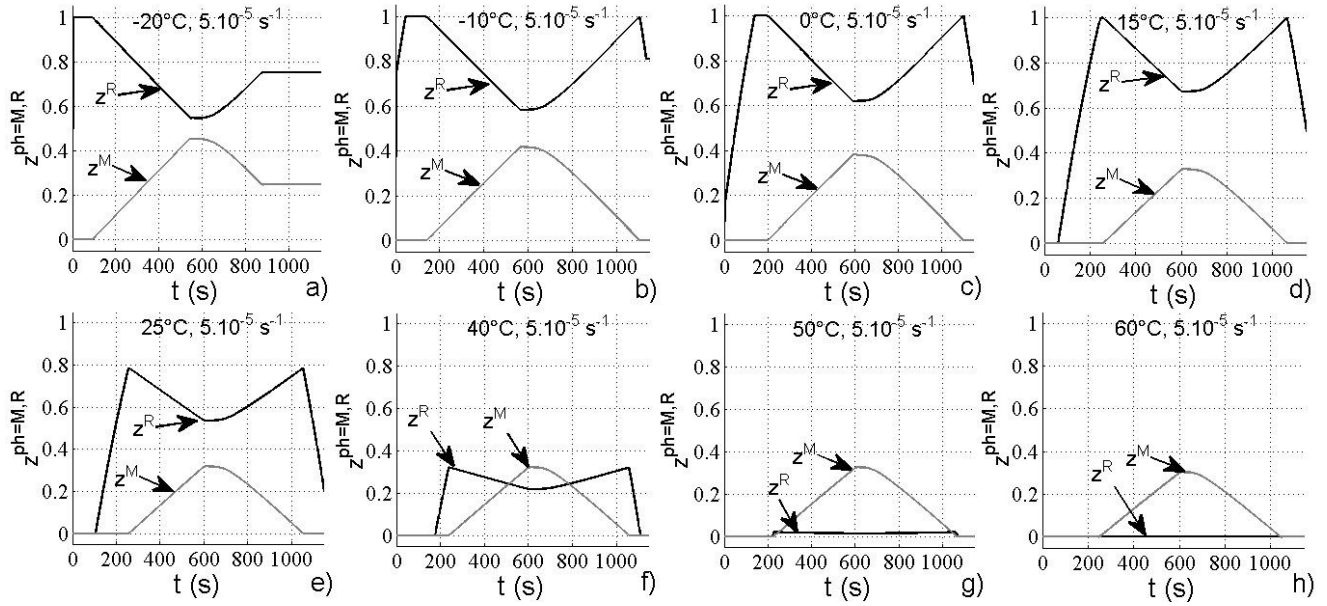


FIGURE 3.13 – Evolution des fractions volumiques des phases correspondant aux courbes numériques σ - ϵ en figure 3.12 : a) -20°C ; b) -10°C ; c) 0°C ; d) 15°C ; e) 25°C ; f) 40°C ; g) 50°C ; h) 60°C

D'après la figure 3.13, l'évolution des quantités de $z^{ph=M,R}$ suit une loi linéaire par morceaux en fonction du temps. Le pilotage s'effectue en déformation imposée. Compte tenu de la loi de linéarité retenue entre la déformation de transformation (grande devant la déformation élastique) et la fraction volumique de phase, ce résultat était donc attendu. Par ailleurs, la vitesse de disparition de R-phase au détriment de la martensite est effectivement liée à la quantité de R-phase précédant cette transformation. Les courbes 3.13-a)b)c) et d) montrent que la martensite transformée provient exclusivement de la R-phase. La transformation martensitique partait effectivement d'un état 100% R-phase. En revanche, le calcul associé à la température de 50°C, met en évidence une faible vitesse de disparition de la R-phase. En effet, l'état précédant la transformation martensitique était quasi-

austénitique.

La figure 3.14 porte sur les essais quasi-statiques n'engendrant pas de transformation martensitique.

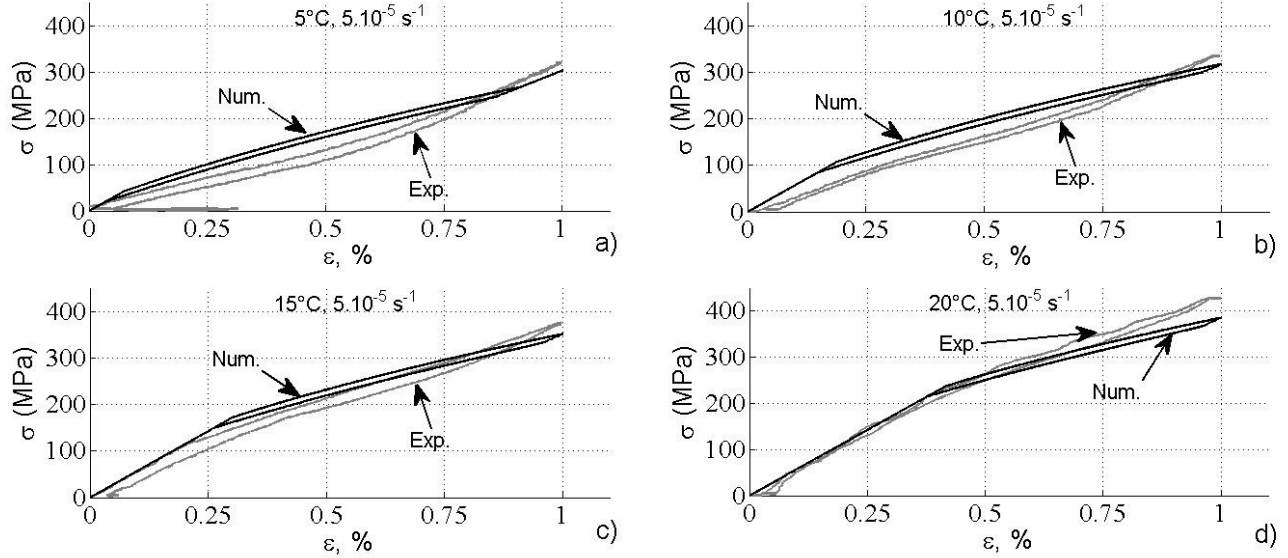


FIGURE 3.14 – Comparaison simulation expérience pour des essais quasi-statiques ($\Delta\varepsilon = 1\%$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} \text{ s}^{-1}$) à différentes températures : a) 5°C ; b) 10°C ; c) 15°C ; d) 20°C

La prédiction des boucles d'hystérésis associées à la transformation R-phase est plus délicate que pour celles de la martensite, comme en atteste la figure 3.14. En effet, le début de transformation R-phase est difficile à prévoir sans connaître très précisément la température et l'état local de contrainte du fil sur la plage de mesure. Par ailleurs, la R-phase bloquée qui induit la déformation résiduelle est une sorte d'endommagement du matériau, non pris en compte dans le modèle. De plus, l'approximation à une droite du profil de pseudo-écrouissage influence la valeur de l'aire sous la courbe de transformation directe (cf. courbe 3.14-a)).

L'estimation des énergies mises en jeu, lors d'un chargement quasi-statique, pour deux niveaux de déformation maximale imposés, est résumée en figure 3.15.

Le premier résultat notable est l'ordre de grandeur séparant les énergies ΔW , associées aux transformations martensitique et R-phase (rapport jusqu'à 50). Compte tenu du fait que l'énergie W est nécessairement inférieure pour la R-phase par rapport à la martensite, la différence en matière de facteur de perte η est moindre (rapport de 5 à 10). Le deuxième résultat donne une énergie de dissipation qui varie assez peu. Numériquement, celle-ci tend à diminuer au delà de 25°C, avec la disparition de R-phase. Expérimentalement, en revanche, elle augmente du fait de l'accroissement de la déformation résiduelle. Un troisième résultat montre que la thermo-dépendance linéaire de la contrainte de début de transformation implique une augmentation linéaire de W avec la température. Le coefficient de proportionnalité correspond à la pente d'élasticité relative à l'austénite si on considère l'état initial 100% austénitique. C'est donc l'énergie maximale de déformation qui pilote l'influence de la température sur le pouvoir amortissant. En résumé, le pouvoir amortissant est divisé par 5 entre la plus basse et la plus haute température du domaine [-20,60°C]. L'erreur

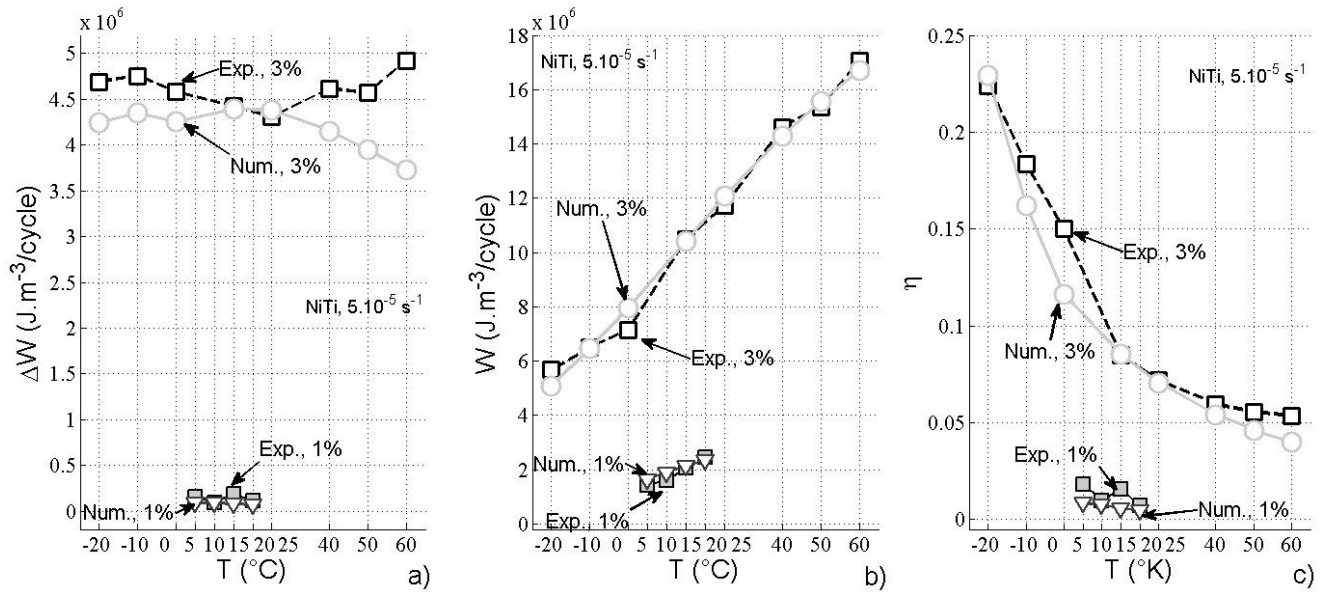


FIGURE 3.15 – Validation de l'influence de la température sur les simulations numériques au regard de : a) l'énergie dissipée ; b) l'énergie de déformation de transformation ; c) le facteur de perte

relative ($(\text{valeur numérique} - \text{valeur expérimentale}) / \text{valeur expérimentale}$) dans l'estimation de ces énergies, pour l'approche numérique, est donnée dans les tableaux 3.2 et 3.3. Ceux-ci correspondent à la transformation martensite et à la transformation R-phase, respectivement.

Température (°C)	E(ΔW), %	E(W), %	E(μ), %
-20	10.5	12.1	2.4
-10	9.3	0.8	13.3
0	7.7	10.0	29.0
15	0.7	0.8	0.1
25	1.7	3.0	1.7
40	11.2	2.3	10.2
50	15.8	1.4	20.6
60	32.1	2.2	34.3

TABLE 3.2 – Taux d'erreur dans l'estimation des énergies par la simulation numérique ($\varepsilon = 3\%$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} \text{s}^{-1}$)

Concernant la martensite, le taux d'erreur est satisfaisant, en particulier dans le domaine des température usuelles [15, 40°C]. A "basse" température la contribution de la R-phase affecte l'estimation du pouvoir amortissant. A "haute" température, c'est le comportement cyclique qui perturbe les résultats. Cet aspect peut être contrôlé par la réalisation d'une éducation mécanique de l'alliage. Ne maîtrisant pas complètement ce processus, nous avons tenu à réaliser les essais sur un matériau vierge pour éviter de créer des différences de comportement.

En revanche, l'erreur est beaucoup plus élevée en ce qui concerne la transformation R-phase seule, étant données les faibles aires d'hystérésis mises en jeu. Cela affecte l'estimation du facteur de perte, fonction de ΔW . Il faut noter que le taux d'amortissement (par l'intermédiaire du facteur

Température (°C)	E(ΔW), %	E(W), %	E(μ), %
5	78.1	13.1	112.9
10	6.8	15.9	29.3
15	145.5	3.9	162.7
20	62.1	4.0	60.0

TABLE 3.3 – Taux d'erreur dans l'estimation des énergies par la simulation numérique ($\varepsilon = 1\%$, $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5}s^{-1}$)

de perte) est un critère sévère, beaucoup plus que son effet sur les variations d'amplitudes de déplacement du système à amortir (loi logarithmique).

Pour conclure sur ce paragraphe, on peut affirmer qu'un dispositif extérieur sera très sensible vis-à-vis de la température. Son efficacité, indépendamment de la vitesse qui sera étudiée par la suite, tend à diminuer lorsque la température extérieure augmente. Si l'on exclut les restrictions d'utilisation qui peuvent être liées au phénomène de fatigue, on dispose d'un facteur qui permet de résoudre cet aspect : la pré-tension du fil peut jouer un rôle opposé à la température, d'après le pseudo-diagramme présenté en chapitre 2.

3.4.2 Validation de l'effet de vitesse

Cinq vitesses de déformation ont été étudiées dans le chapitre 2 : $5.10^{-5}s^{-1}$, $10^{-4}s^{-1}$, $5.10^{-4}s^{-1}$, $5.10^{-3}s^{-1}$, $10^{-2}s^{-1}$. En réalité, c'est un déplacement de la traverse qui est imposé et non une déformation. Dans le cas d'un champ de déformation hétérogène, cette remarque est à considérer et cela peut affecter les mesures car la vitesse de déformation imposée dans la plage d'étude de l'extensomètre peut être assez différente le long de l'éprouvette. Sur le plan numérique, nous considérons directement la valeur de vitesse de déformation. Trois configurations associées à la température d'essai de 26°C , où l'on confronte les résultats numériques aux résultats expérimentaux, sont présentées en détail en figures 3.16, 3.17 et 3.18. On y détaille le comportement mécanique sur 10 cycles, ainsi que l'évolution des fractions volumiques des phases et la température au cours de l'essai. L'ensemble des simulations réalisées est présenté en figures 3.19 et 3.20 pour les températures de 0 et 26°C , respectivement.

La vitesse la plus faible ($5.10^{-5}s^{-1}$, cf. figure 3.16) est sensée correspondre à une sollicitation quasi-statique ce qui n'est pas tout à fait le cas numériquement, compte tenu de la variation de l'ordre de 1.4 K. Cette différence est due à une mauvaise représentation des conditions aux limites sur le plan thermique. Cela n'a pas d'impact cependant. Non seulement la variation est faible et constante, mais elle est centrée autour de la température d'essai. Les dix cycles représentés sont ainsi pratiquement confondus.

A la vitesse de $5.10^{-4}s^{-1}$ (cf. figure 3.17), la transformation R-phase provoque une élévation de température assez importante (d'environ 3 K) au sein du matériau. La déformation nécessaire pour atteindre le seuil de transformation martensitique est donc augmentée (début de transformation martensitique à $\sigma_0^M(T \approx 302\text{K})$ tandis que la température du matériau était initialement à 299 K). Pourtant, le niveau de R-phase maximal atteint est inférieur à celui de la configuration

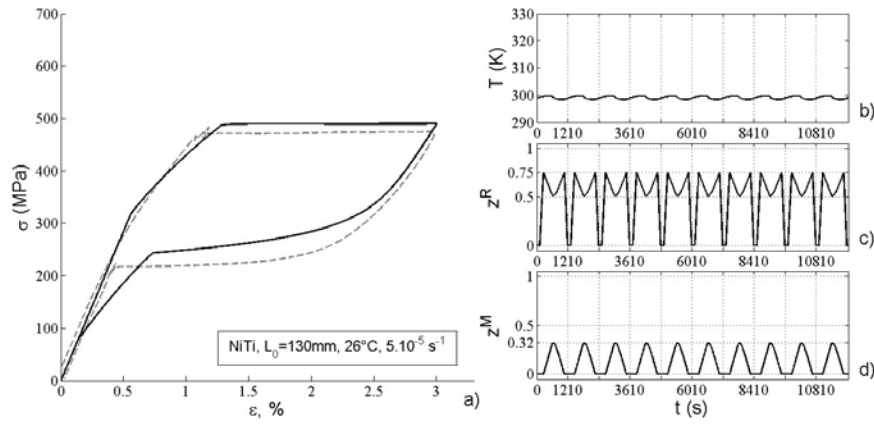


FIGURE 3.16 – Comportement thermomécanique pour $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} \text{ s}^{-1}$, $T_{test} = 26^\circ\text{C}$: a) courbe σ - ε ; b) courbe temps-température ; c) évolution de z^R ; d) évolution de z^M

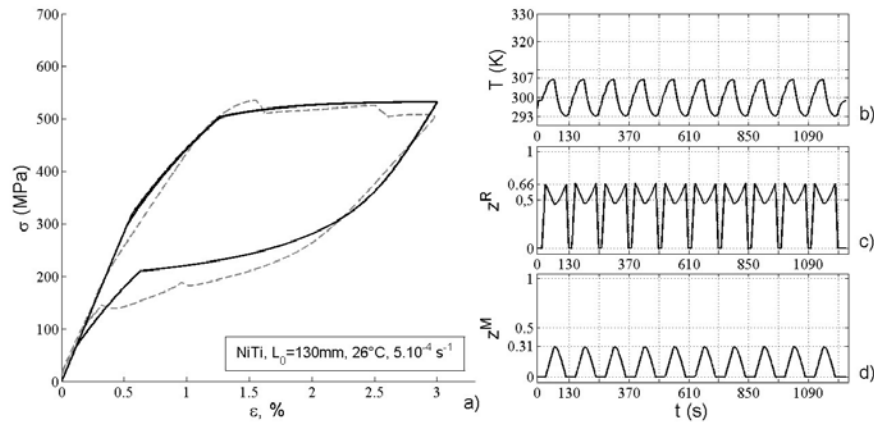


FIGURE 3.17 – Comportement thermomécanique pour $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $T_{test} = 26^\circ\text{C}$: a) courbe σ - ε ; b) courbe temps-température ; c) évolution de z^R ; d) évolution de z^M

"quasi-statique". Le chauffage provoqué s'oppose en effet à la transformation directe, favorable aux "basses températures". C'est aussi le cas pour la martensite. Le plateau associé à la transformation martensitique voit sa pente augmentée. En effet, puisque la déformation est pilotée par la machine, la contrainte permettant de poursuivre la transformation doit augmenter pour compenser l'élévation progressive du seuil de transformation. Pour un $\Delta\varepsilon$ donné, la déformation ε^{tr} associée est inférieure. Ainsi, la production de martensite et de R-phase est d'autant diminuée. La variation de température totale est bien supérieure au cas précédent avec $\Delta T = 13.5$ K, relativement centrée autour de la température du système à l'équilibre (299.5 K en moyenne contre 299 K). Lors de la décharge dans le domaine biphasé élastique, les échanges thermiques avec l'environnement provoquent une baisse de température de 4 K sur les 7.6 K gagnés lors de la charge (début de transformation associé à $\sigma_0^M(T \approx 302\text{K})$). La transformation martensitique inverse, qui est un processus endothermique, induit une baisse additionnelle de près de 9 K. Finalement, on observe une augmentation des pentes alors que les transformations martensitiques directe et inverse se produisent sensiblement à la même température qu'initialement (≈ 302 K). Par rapport à la vitesse de 5.10^{-5}s^{-1} , l'aire de la boucle a augmenté ainsi que l'aire sous la courbe de transformation directe.

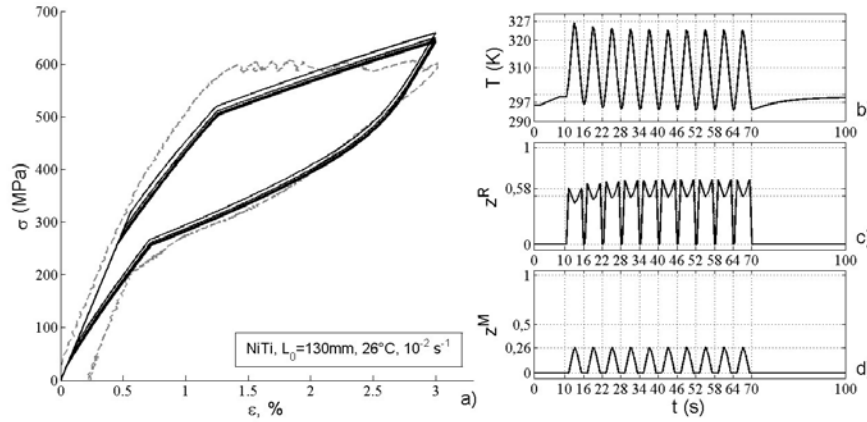


FIGURE 3.18 – Comportement thermomécanique pour $\dot{\varepsilon} = 10^{-2}\text{s}^{-1}$, $T_{test} = 26^\circ\text{C}$: a) courbe σ - ε ; b) courbe temps-température; c) évolution de z^R ; d) évolution de z^M

La vitesse maximale étudiée (10^{-2}s^{-1} , cf. figure 3.18) provoque une élévation de température encore supérieure lors des transformations R-phase et martensite (5.6 K et 22.6 K, respectivement). En revanche, une baisse de 0.7 K uniquement a le temps de se produire lors de la décharge élastique dans l'état biphasé. Ainsi, les transformations martensitiques directe et inverse se produisent pour des valeurs de températures différentes de celle prévue pour l'essai (304.5 K et 325 K, respectivement) ce qui a pour effet de diminuer la hauteur de l'hystérèse. De plus l'auto-échauffement est, ici, important puisque la température moyenne sur 10 cycles est bien supérieure à 299 K (304.8 K). Ainsi, l'aire sous la boucle a augmenté tandis que l'aire de la boucle a nettement diminué. Le facteur de perte est donc inférieur au cas étudié précédemment.

Les figures 3.19 et 3.20 récapitulatives indiquent un accord satisfaisant entre les résultats expérimentaux et numériques, particulièrement lors des décharges.

Pour caractériser la validité du modèle, l'influence des chaleurs latentes et de la dissipation intrinsèque en matière de variation de température est indiquée dans le tableau 3.4. Les mesures

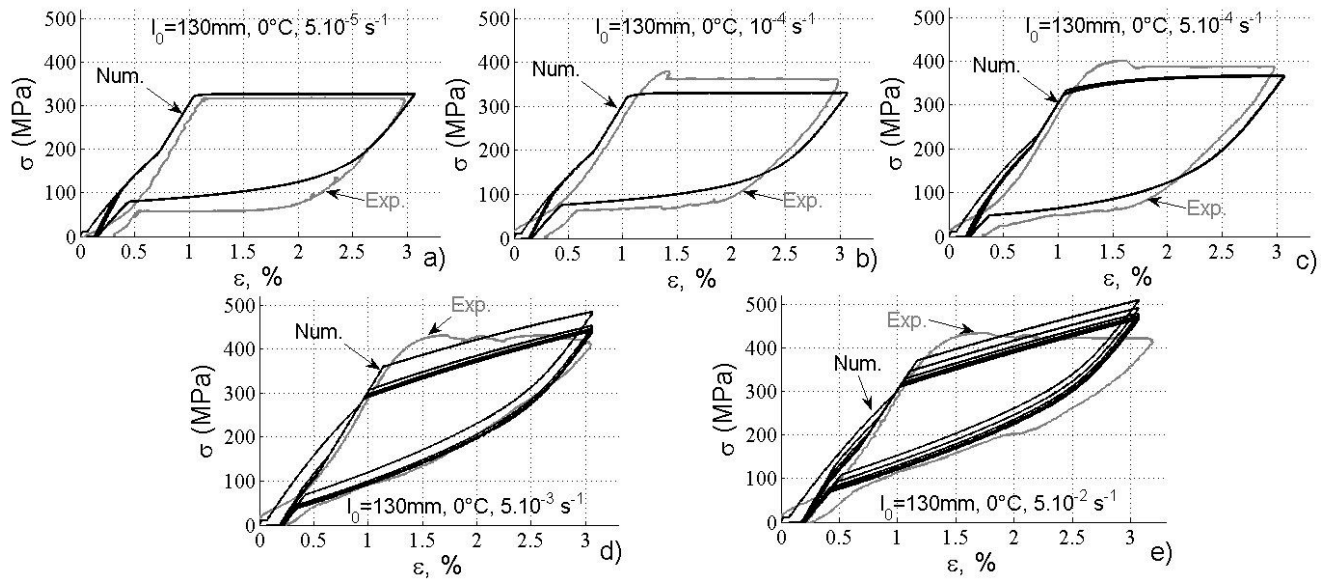


FIGURE 3.19 – Comparaison simulation expérience pour des essais de traction uniaxiale ($\Delta\epsilon = 3\%$, à 0°C) pour différentes vitesses de déformation : a) 5.10^{-5}s^{-1} ; b) 10^{-4}s^{-1} ; c) 5.10^{-4}s^{-1} ; d) 5.10^{-3}s^{-1} ; e) 10^{-2}s^{-1}

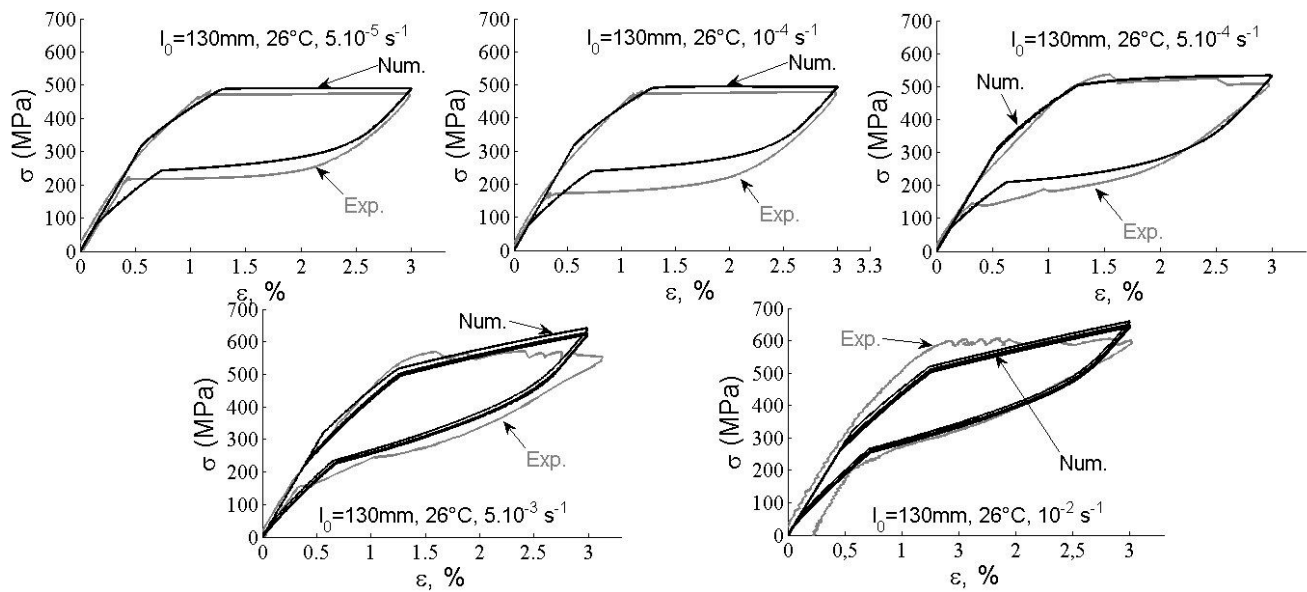


FIGURE 3.20 – Comparaison simulation expérience pour des essais de traction uniaxiale ($\Delta\epsilon = 3\%$, à 26°C) pour différentes vitesses de déformation : a) 5.10^{-5}s^{-1} ; b) 10^{-4}s^{-1} ; c) 5.10^{-4}s^{-1} ; d) 5.10^{-3}s^{-1} ; e) 10^{-2}s^{-1}

d'énergies associées sont recensées en figure 3.21.

$\dot{\varepsilon} \text{ s}^{-1}$	moy(T) (K)	max(T)(max(T)- T_{test}) (K)	min(T)(min(T)- T_{test}) (K)	max(T)-min(T) (K)	T_{test} (K)
5.10^{-5}	299	299.8 (+0.8)	298.4 (-0.6)	1.4	299
10^{-4}	299	300.6 (+1.6)	297.7 (-1.3)	2.9	299
5.10^{-4}	299.5	306.6 (+7.6)	293.1 (-5.9)	13.5	299
5.10^{-3}	303.6	323.9 (+24.9)	290.6 (-8.4)	33.3	299
10^{-2}	304.8	366.6 (+27.6)	294.2 (-4.8)	32.4	299
5.10^{-5}	273.0	273.8 (+0.8)	271.9 (-1.1)	1.8	273
10^{-4}	273.1	274.5 (+1.5)	271.6 (-1.3)	2.8	273
5.10^{-4}	273.6	280.2 (+7.2)	266.9 (-6.1)	13.3	273
5.10^{-3}	277.0	298.9 (+25.9)	264.6 (-8.4)	34.3	273
10^{-2}	279.2	302.7 (+29.7)	268.2 (-4.8)	34.5	273

TABLE 3.4 – Analyse de l'évolution de température au cours des essais "rapides" pour les températures d'essai de 26 et 0°C

Le tableau 3.4 récapitulatif montre, pour les deux températures d'essai, une augmentation monotone de l'amplitude de variation de température, ainsi qu'une augmentation monotone de la moyenne de température sur 10 cycles, avec la vitesse de sollicitation. Ces deux observations prennent effet sur des domaines de vitesse différents. L'effet de désorption de chaleur latente de transformation martensitique a atteint son niveau maximal dès la vitesse de 5.10^{-3} s^{-1} , alors que l'auto-échauffement progresse encore en intensité. C'est ce que traduit la figure 3.21, en matière d'énergies.

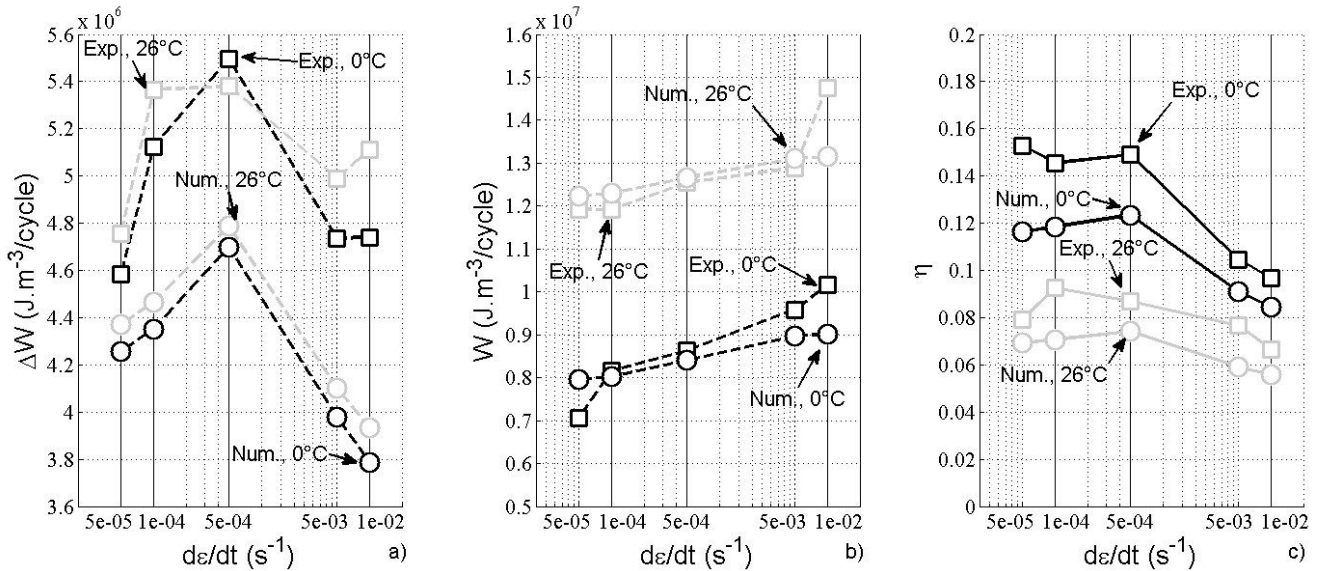


FIGURE 3.21 – Validation de l'influence de la vitesse sur les simulations numériques au regard de : a) l'énergie dissipée ; b) l'énergie de déformation de transformation ; c) le facteur de perte

L'énergie de transformation ΔW augmente avec $\dot{\varepsilon}$ jusqu'à atteindre son niveau maximal en figure 3.17 (vitesse de 5.10^{-4} s^{-1}), grâce à un faible auto-échauffement. Lorsque ce dernier acquiert une contribution importante ΔW diminue. W augmente avec la vitesse, indépendamment de l'auto-échauffement : c'est uniquement l'augmentation de la pente du plateau de transformation directe

qui joue un rôle. Le facteur de perte quant à lui suit une évolution semblable à celle de ΔW , du fait de son évolution non monotone.

Le taux d'erreur des résultats numériques, par comparaison avec les résultats expérimentaux, montre tout de même une approche acceptable, d'après les tableaux 3.5 et 3.6, au regard de la sévérité du critère.

Vitesse s^{-1}	$E(\Delta W)$, %	$E(W)$, %	$E(\mu)$, %
5.10^{-5}	7.7	11.2	31.4
10^{-4}	17.7	1.7	22.9
5.10^{-4}	17.0	2.5	20.7
5.10^{-3}	19.0	6.9	15.1
10^{-2}	25.2	12.6	14.6

TABLE 3.5 – Taux d'erreur dans l'estimation des énergies par la simulation numérique ($\varepsilon = 3\%$, $T_{test}=0^\circ\text{C}$)

Vitesse s^{-1}	$E(\Delta W)$, %	$E(W)$, %	$E(\mu)$, %
5.10^{-5}	8.8	2.5	14.3
10^{-4}	20.2	3.2	31.2
5.10^{-4}	12.4	1.0	17.1
5.10^{-3}	21.6	1.7	29.7
10^{-2}	30.0	12.3	18.9

TABLE 3.6 – Taux d'erreur dans l'estimation des énergies par la simulation numérique ($\varepsilon = 3\%$, $T_{test}=26^\circ\text{C}$)

En conclusion, le pouvoir amortissant est très dépendant de la vitesse car il résulte d'une compétition entre l'auto-échauffement, le couplage thermomécanique et les échanges d'énergie avec l'extérieur. Ainsi, pour un matériau donné et pour une configuration donnée, il existe une vitesse intermédiaire pour laquelle le matériau amortit de manière efficace un système oscillant. En revanche, cette vitesse fluctue avec les conditions thermiques et en particulier le phénomène de convection que l'on ne maîtrise pas en extérieur.

3.5 Synthèse et limites du modèle

Dans ce chapitre, nous avons mis au point un modèle phénoménologique d'AMF, défini selon un cadre thermodynamique, capable de restituer l'effet de superélasticité d'un alliage NiTi mettant en jeu l'apparition de R-phase. Ce modèle a été validé par confrontation avec les essais présentés dans le chapitre 2, selon le critère de facteur de perte [122]. L'accent a été mis sur l'influence des effets de vitesse et de température, en particulier. Les points importants de ce chapitre sont les suivants :

- Deux surfaces de charge additionnelles ont été introduites pour piloter la transformation austénite/R-phase dans les sens direct et inverse, à l'image du travail réalisé par Bouvet pour la transformation austénite/martensite [100].
- Nous avons supposé que la transformation martensitique gouvernait la transformation R-phase, en cas de conflit entre les deux transformations prévu par les domaines indiqués dans le pseudo-diagramme de phase (cf. chapitre 2).
- Une nouvelle formulation de l'équation de la chaleur, prenant en compte les contributions des transformations martensitique et R-phase, a été proposée.
- La procédure d'identification des paramètres du modèle a été détaillée.

Par ailleurs, le phénomène de localisation dû à un comportement fortement hétérogène a été abordé assez longuement dans la partie bibliographique. Les conditions aux limites, à la fois mécaniques et thermiques, sont différentes d'une configuration d'essai à une autre ou d'un montage sur machine de traction à un autre. L'effet d'échelle joue particulièrement dans les fils de NiTi puisque l'influence des mors sera ressentie au centre du fil (là où s'effectue la mesure) ou non selon sa longueur. Ainsi, le modèle tel qu'il a été conçu n'a pas permis de débloquent deux verrous mis en évidence par les figures 3.22-a) et b). Il s'agit, par exemple, de prédire les pentes du plateau de transformation martensitique directe, clairement horizontales lors des essais. On peut toutefois noter que l'approximation est acceptable en ce qui concerne la pente du plateau retour (cf. figure 3.22-a)). De même, le modèle en l'état n'a pas pu prédire l'augmentation de la contrainte de début de transformation. En effet, la figure 3.22-b) montre une augmentation uniquement due à l'effet d'élévation de température, observé lors de la transformation R-phase. Par conséquent, la transformation est en réalité moins avancée que prévu par le modèle numérique.

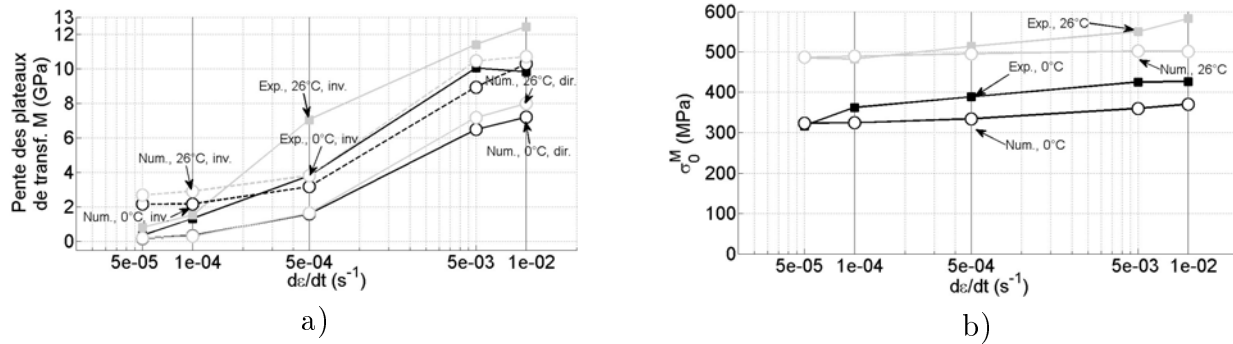


FIGURE 3.22 – Confrontation résultats expérimentaux / simulation numérique sur : a) la pente du plateau de transformation martensitique ; b) la contrainte de début de transformation martensitique

En effet, le modèle surestime l'aire des boucles d'hystérésis dans le cas d'éléments de structure pour lesquels le matériau n'est jamais homogène, de par l'effet des conditions aux limites. Cette estimation affecte la mesure de l'auto-échauffement, puisque la dissipation est directement liée à l'allure des boucles. En retour, l'aire des boucles induites sera mal évaluée. Par exemple, si l'on applique la vitesse de déformation $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \text{s}^{-1}$, on obtient un auto-échauffement très important (cf. figure 3.23). Ainsi, l'évaluation du pouvoir amortissant est détériorée pour les vitesses de déformations élevées.

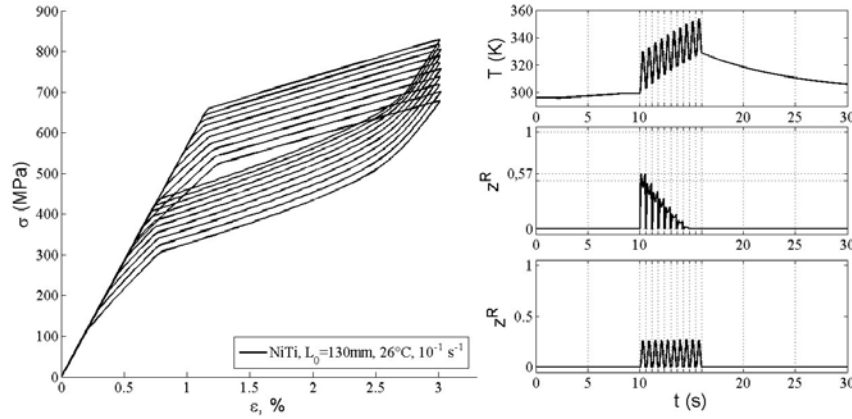


FIGURE 3.23 – Comportement thermomécanique pour $\dot{\varepsilon} = 10^{-1}\text{s}^{-1}$, $T_{test} = 26^\circ\text{C}$: a) courbe σ - ε ; b) courbe temps-température ; c) évolution de z^R ; d) évolution de z^M

Le prochain chapitre a pour but de remédier à ce problème en étendant la loi de comportement du fil à l'échelle du "matériau", à celle de la "structure". De même qu'à l'échelle du "matériau", la vitesse de sollicitation affecte potentiellement l'hétérogénéité de comportement (cf. chapitre 1) par effet de température. Le comportement global de l'échantillon, déduit de l'assemblage des comportements élémentaires, pourrait être affecté par la vitesse. En effet, le front de transformation provoque effectivement un changement local de température qui s'oppose à la propagation de la transformation martensitique ou R-phase.

Chapitre 4

Effets de localisation dans la structure "fil"

4.1 Nouveaux essais de traction enrichis par la technique de thermographie Infra-Rouge

4.1.1 De la loi de comportement à un modèle "non-local"

Les deux chapitres précédents avaient pour objectif de caractériser et de modéliser le comportement thermomécanique 1D d'un fil d'AMF à base de NiTi. L'étude portait alors sur la plage d'observation de l'extensomètre (30 mm sur un fil de longueur utile 130 mm) pour ne pas prendre en compte les effets de bords. En particulier, on peut citer les conditions aux limites telles que les effets de serrage du fil dans les mors. L'étude bibliographique aborde les effets de localisation de la transformation dans le fil. Cela se traduit par une hétérogénéité du champ de déformation et une hétérogénéité du champ de température [80], [96]. La conduction thermique le long du fil ainsi que les concentrations de contrainte (dus à l'hétérogénéité de comportement et aux défauts de structure) sont ainsi susceptibles d'affecter le comportement à l'échelle locale mais aussi de participer aux effets de couplage thermomécanique. En effet, le terme de diffusion apparaît explicitement dans l'équation de chaleur proposée en équation 3.47 (cf. chapitre 3).

Afin de rendre compte de l'effet de structure, et ceci à des vitesses de sollicitation relativement élevées (de l'ordre de 5 à $15 \cdot 10^{-2} \text{ s}^{-1}$), des essais complémentaires à ceux du chapitre 2 ont été réalisés sur une machine de traction électromagnétique de modèle Bose, localisée à l'ENSTA-Bretagne (Brest). Afin d'assurer un meilleur contrôle en matière de vitesse imposée, malgré le champ de déformation hétérogène, on opte cette fois-ci pour un pilotage de l'essai en force. Un premier essai est présenté ci-après. L'amplitude de sollicitation est de 2600N et la fréquence de 3 Hz. La longueur de fil de l'échantillon utilisé est de 130 mm, comme pour les essais précédents. Le résultat fourni en figure 4.1 démontre une différence notable en matière de niveau d'énergie dissipée, entre la courbe numérique donnée par le modèle de comportement "homogène" (présenté dans le chapitre précédent) et la courbe issue de l'expérience.

Dans ce chapitre, on se propose donc d'étudier, expérimentalement puis numériquement, le comportement thermomécanique de la structure "fil". L'objectif final est d'étendre la loi de comportement associée à l'échelle du "matériau" à un modèle tenant compte des effets de "structure". Après avoir effectué un choix dans le découpage d'un fil par assemblage d'éléments finis, le travail

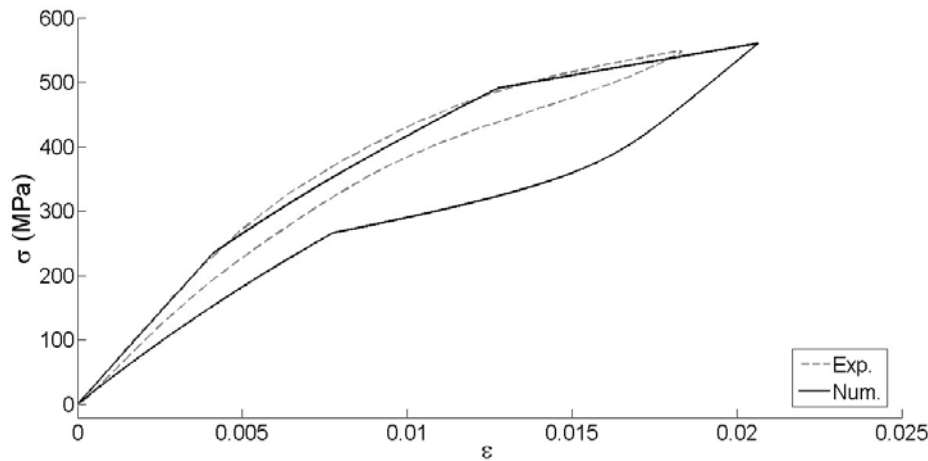


FIGURE 4.1 – Essai piloté en force (20N-2600N), $f=3$ Hz : confrontation du modèle numérique à l'échelle du matériau

consistera à proposer un moyen de gérer les connections entre les éléments voisins. Il s'agira aussi de prendre en compte les conditions aux limites thermomécaniques et les défauts inhérents de la structure d'un fil.

Il est à noter que le travail présenté dans ce chapitre n'a pas pu être mené à son terme mais fournit de premiers arguments qui justifient la poursuite de cette approche. Elle sera néanmoins utilisée dans la seconde partie de la thèse. Une première approche relativement simple est donc présentée et mise en perspective. Des améliorations ou des pistes de vérification seront donc proposées au cours de ce chapitre.

4.1.2 Effets de vitesse et d'échelle sur le comportement global en traction d'un fil de NiTi

Pour rendre compte de l'hétérogénéité de comportement du matériau, on utilise ici une technique de thermographie infra-rouge. L'émission d'énergie par rayonnement d'un corps est mesurée puis convertie en température. On peut donc observer le champ de température à la surface d'un fil à l'aide d'une caméra thermique. La caméra utilisée à l'ENIB ainsi qu'à l'ENSTA-Bretagne est un modèle FLIR SC7000. Dans la majorité des essais, celle-ci a été placée à environ 50 cm du fil, afin d'avoir une plage d'observation d'environ 50 mm tout en conservant une bonne résolution. Pour améliorer l'observation, on place derrière le fil un panneau noir recouvert d'une peinture fortement émissive. Le fil est aussi recouvert d'une couche de ce type de peinture afin d'éviter les reflets. Enfin, l'enceinte de la machine est recouverte d'un drap permettant de limiter les courants d'air, qui peuvent fausser les résultats de l'ordre de plusieurs degrés. Les mesures de température seront prises par rapport à une référence : la température des mors. Cela permet donc d'observer, expérimentalement, la propagation de pics de température associés aux fronts de transformation. En effet, les fronts de transformation directe ou indirecte sont les lieux préférentiels de dégagement ou d'absorption de chaleur, respectivement. La conductivité thermique, relativement importante dans les alliages de NiTi, permet à la chaleur de diffuser le long de l'échantillon. C'est ce qui permet de voir un pic de température se propager. Dans le cas contraire, on pourrait observer un

"plateau" de température (élevée en comparaison de celle des portions de fils non transformées) s'élargir au fur et à mesure de la propagation de la transformation. Comme sur le plan mécanique, on considère un comportement thermique unidimensionnel du fil : on suppose que le diamètre est suffisamment faible pour y observer un champ de température homogène dans chaque section. On peut justifier cette hypothèse avec le nombre de Biot (équation 4.1).

$$B_i = \frac{h.R}{\lambda} \quad (4.1)$$

Le rayon du fil R constitue la longueur caractéristique du problème, si l'on s'intéresse au gradient thermique radial. Avec $h \approx 10W.m^{-2}.K^{-1}$ et $\lambda = 18W.m^{-1}.K^{-1}$, on obtient $B_i \approx 7.10^{-4} < 0.1$. Il s'agit donc effectivement d'un corps "thermiquement mince".

L'étude expérimentale présentée dans cette section a été menée sur la machine Zwick (cf. chapitre 2) afin de mettre en évidence les effets d'échelle sur le comportement mécanique, tout en suivant les profils de température, le long des fils. Le même dispositif expérimental que celui du chapitre 2 a été mis en place. Cependant, la course de la machine nous a permis de tester un fil de longueur utile de 550 mm. La vitesse de déformation de $5.10^{-5}s^{-1}$ a été imposée jusqu'à 3% d'amplitude maximale (essai 3). Nous souhaitons aussi regarder l'influence de la vitesse sur la distribution spatiale de température. Un second essai a été réalisé sur un fil de longueur 130 mm, mais pour une vitesse de sollicitation dix fois plus élevée cette fois ci (soit $5.10^{-4}s^{-1}$, essai 2). Ces deux essais seront comparés à celui de référence, qui consiste à solliciter un fil de 130 mm en traction à la vitesse lente de $5.10^{-5}s^{-1}$ (essai 1). Ce dernier a été commenté en détails dans le chapitre 2. Les essais sont recensés dans le tableau 4.1.

N° d'essai	Type de chargement	$\Delta\epsilon$ (%)	$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	T ($^{\circ}C$)	l_0 (mm)	Nombre de (cycles)
1	mécanique	3	5.10^{-5}	ambiante	130	1
2	mécanique	3	5.10^{-4}	ambiante	130	1
3	mécanique	3	5.10^{-5}	ambiante	550	1

TABLE 4.1 – Récapitulatif des essais menés dans le chapitre 4

Compte tenu de la nécessité pour la caméra thermique d'avoir une prise de vue directe du fil, l'enceinte thermique n'a pas été mise en place. Ainsi, les essais effectués à la vitesse de $5.10^{-5}s^{-1}$ sont supposés lents, mais la "convection" forcée par le ventilateur n'est plus disponible pour maintenir le matériau isotherme. Il faut donc s'attendre à une activité thermique lors des essais effectués à $5.10^{-5}s^{-1}$.

La figure 4.2 illustre la comparaison des réponses mécaniques associées à ces trois essais. La figure 4.3 confronte, pour chacun d'entre eux, le comportement dans la plage de l'extensomètre avec le comportement global mesuré par le déplacement de la traverse. Dans le cas des plus faibles vitesses étudiées, il était nécessaire d'interrompre l'essai pour sauvegarder le film capturé par la caméra infra-rouge. L'essai prévoyait de maintenir l'effort à la fin de la charge pendant cette opération, ce qui a laissé le temps au fil de se refroidir légèrement. On peut ainsi observer la poursuite de la transformation martensitique, malgré la fin de la charge (atteinte pour le niveau de déformation de 3% dans la plage de l'extensomètre). La phase de chargement a ainsi été mise en évidence en traits pleins sur les courbes suivantes.

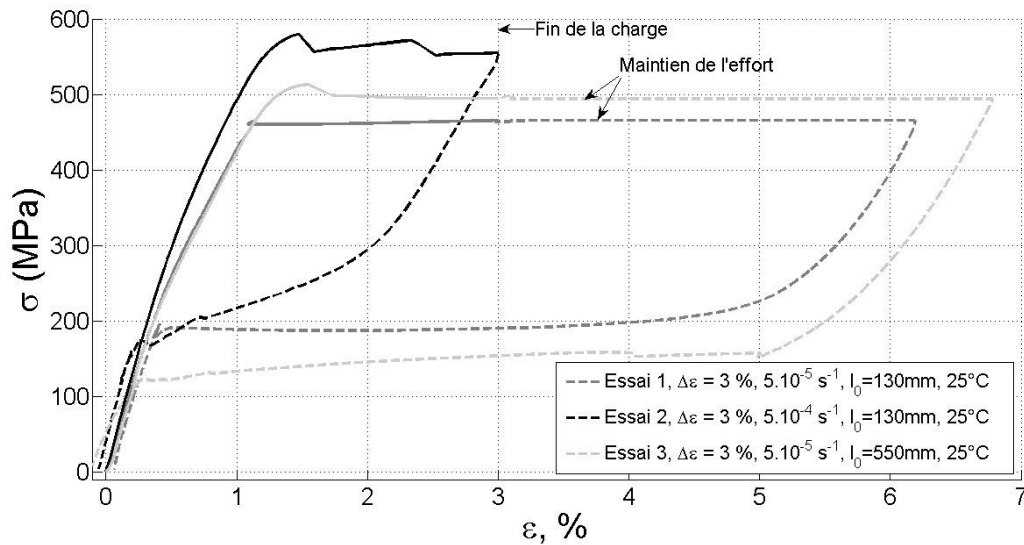


FIGURE 4.2 – Courbes σ - ϵ pour différentes longueurs et différentes vitesse de déformation ($T_{test} = 25^\circ\text{C}$)

La réponse associée à la vitesse de $5.10^{-4} s^{-1}$ fait état d'une contrainte de début de transformation plus élevée (560 contre 460 MPa), ainsi que de variations de contrainte sur le plateau de transformation martensitique (cf. figure 4.2). On peut aussi constater un effet de structure entre les fils de 130 et 550 mm pour la vitesse de $5.10^{-5} s^{-1}$. L'essai 3 montre une transformation globale apparente intermédiaire de 500 MPa. Malgré le phénomène dû au refroidissement de l'échantillon avant la mise en décharge, on peut conclure sur une augmentation de l'énergie de dissipation dans le champ de l'extensomètre pour le fil de longueur plus importante. Par ailleurs, le fil long de 550 mm met en évidence un pic de nucléation (sur-contrainte) avant d'atteindre le plateau de transformation martensitique.

Il est difficile d'interpréter ces courbes sans tenter d'identifier les phénomènes en jeu le long du fil. La figure 4.3 illustre le comportement global des fils. Des repères de couleur sont indiqués pour pouvoir situer dans le temps les profils thermiques, tracés en figures 4.4 (charge à $5.10^{-5} s^{-1}$, $l_0 = 130\text{ mm}$), 4.5 (décharge à $5.10^{-5} s^{-1}$, $l_0 = 130\text{ mm}$), 4.6 (charge à $5.10^{-4} s^{-1}$, $l_0 = 130\text{ mm}$), 4.7 (décharge à $5.10^{-4} s^{-1}$, $l_0 = 130\text{ mm}$), 4.8 (charge à $5.10^{-5} s^{-1}$, $l_0 = 550\text{ mm}$) et 4.9 (décharge à $5.10^{-5} s^{-1}$, $l_0 = 550\text{ mm}$). L'axe x de ces figures représente la position le long de la partie utile du fil entre les mors. Pour comparer la distance relative de propagation des fronts de transformation, la distance à partir du mors fixe est divisée par la longueur totale du fil entre les mors (avec "0", la position associée au mors fixe et "1", celle associée au mors mobile). La déformation mesurée via le déplacement de la traverse est, en général, supérieure à celle mesurée par l'extensomètre (jusqu'à un facteur 2 environ), d'après la figure 4.3. La variation de pente dans la partie supposée élastique est plus importante d'après la mesure donnée par le déplacement de la traverse. Ce phénomène n'est pas forcément lié à la R-phase, dont l'apparition est généralement considérée homogène. Étant données les faibles variations de température associées mises en jeu, démontrer ce point par une étude par thermographie Infra-Rouge semble difficile. Il pourrait s'agir du fait que la transformation martensitique ait déjà commencé hors du champ de l'extensomètre, diminuant ainsi la raideur globale mesurée. Cela expliquerait ainsi pourquoi la déformation globale est plus importante à la fin de la charge et que la contrainte de début de transformation apparente globale

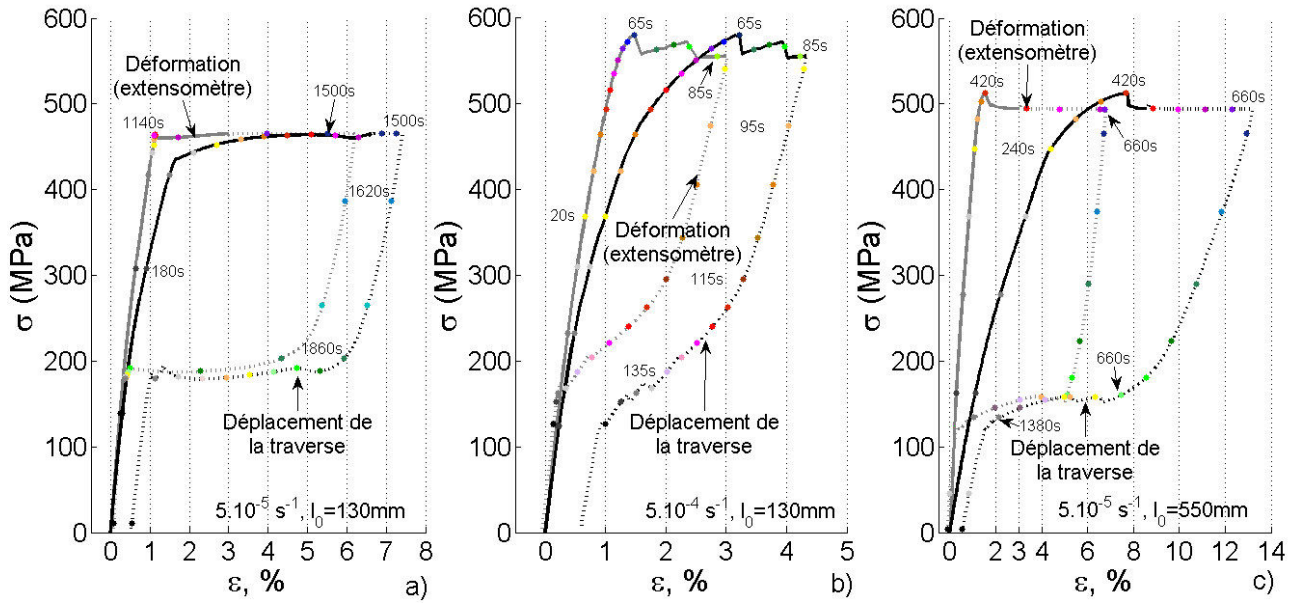


FIGURE 4.3 – Confrontations entre les σ - ε déduites de l'extensomètre et de la traverse ($T_{test} = 25^\circ\text{C}$) : a) essai 1 : $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} \text{ s}^{-1}$, $l_0 = 130 \text{ mm}$; b) essai 2 : $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $l_0 = 130 \text{ mm}$; c) essai 3 : $\dot{\varepsilon} = 5.10^{-5} \text{ s}^{-1}$, $l_0 = 550 \text{ mm}$

est plus faible que celle donnée par l'extensomètre loin des mors.

La figure 4.4 montre la propagation de deux pics de température à partir des mors pour se rejoindre au milieu du fil en passant par la position des couteaux de l'extensomètre. Ces derniers favorisent par ailleurs l'initiation de transformation directe, du fait du serrage des couteaux sur le fil (équivalent à un "défaut"). Une fois le pic de température passé par un point considéré, il s'ensuit un échange thermique local avec l'environnement et une diminution de température, bien que le pic reste assez proche. Cela signifie que la transformation agit ponctuellement dans le temps. Lors de la décharge (cf. figure 4.5), le pic suit le chemin opposé et est associé à des valeurs de température, inférieures à la température extérieure. Ce pic correspond à la transformation martensitique retour, qui est un processus endothermique. La transformation R-phase directe se traduit principalement par une élévation homogène de température, antérieure à la formation du pic de température. D'après la figure 4.6, l'augmentation de la vitesse provoque une élévation de supérieure de température, mais le pic se propage seulement sur près de 10% de la longueur du fil à partir du mors (environ 25% au total pour les deux pics). Cela permet de mettre en évidence l'effet de l'extensomètre, qui agit comme un défaut ponctuel sur le plan mécanique : deux nouveaux fronts de transformation se sont formés de part et d'autre de chaque couteau de l'extensomètre. Leur propagation reste cependant limitée en comparaison de celle des pics initiés aux mors, du fait de l'échauffement occasionné par ces derniers. Par ailleurs, la déformation de transformation, mesurée par l'extensomètre, apparaît bien plus tardivement que celle induite près des mors. La rigidité du fil est donc affectée globalement, comme le prévoyait la déviation par rapport à la pente austénitique, en figure 4.3-b). Celle-ci n'est donc pas seulement due à l'apparition de R-phase. L'hétérogénéité de comportement augmentant, la contrainte nécessaire à l'activation de la transformation est d'autant plus forte dans les zones qui ne bénéficient pas de l'effet de serrage au niveau des mors. Ainsi, la contrainte de début de transformation augmente avec la vitesse de

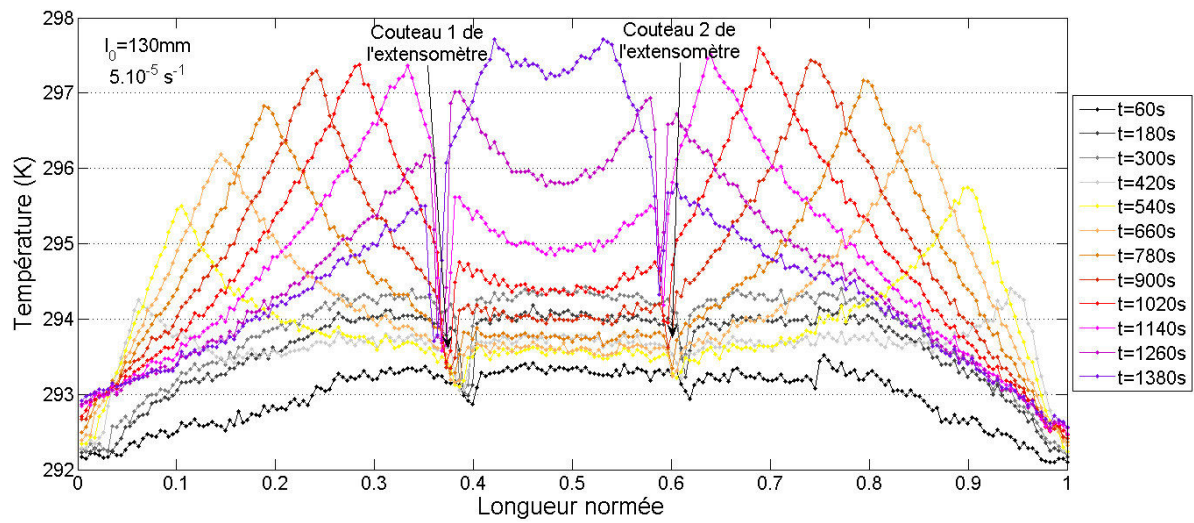


FIGURE 4.4 – Suivi du profil thermique au cours de la charge pour l'essai 1 ($\dot{\epsilon}=5.10^{-5}s^{-1}$, $l_0=130$ mm)

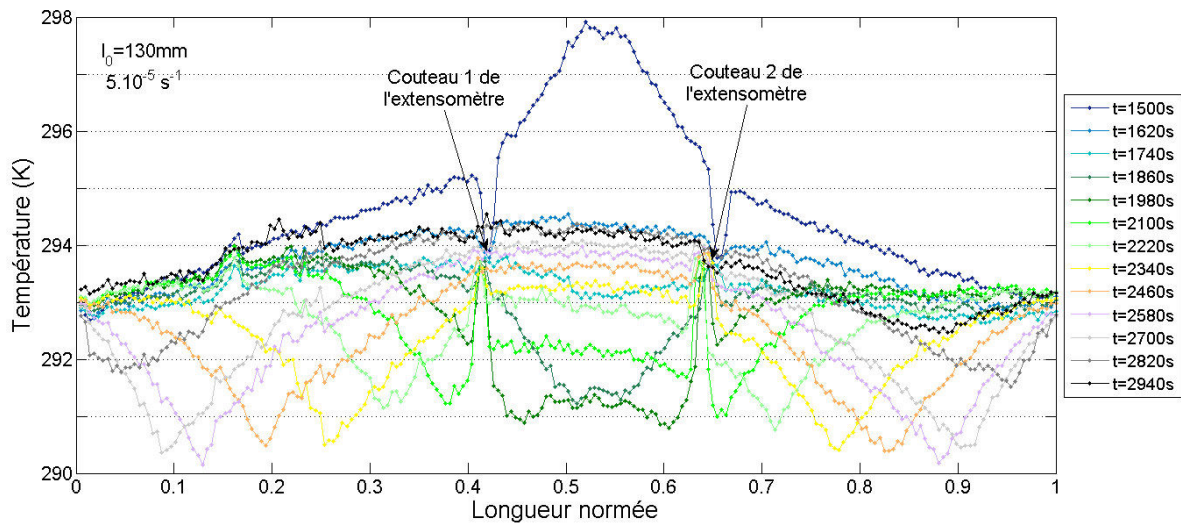


FIGURE 4.5 – Suivi du profil thermique au cours de la décharge pour l'essai 1 ($\dot{\epsilon}=5.10^{-5}s^{-1}$, $l_0=130$ mm)

sollicitation. Le comportement lors de la décharge est quasi "symétrique" par rapport à la charge

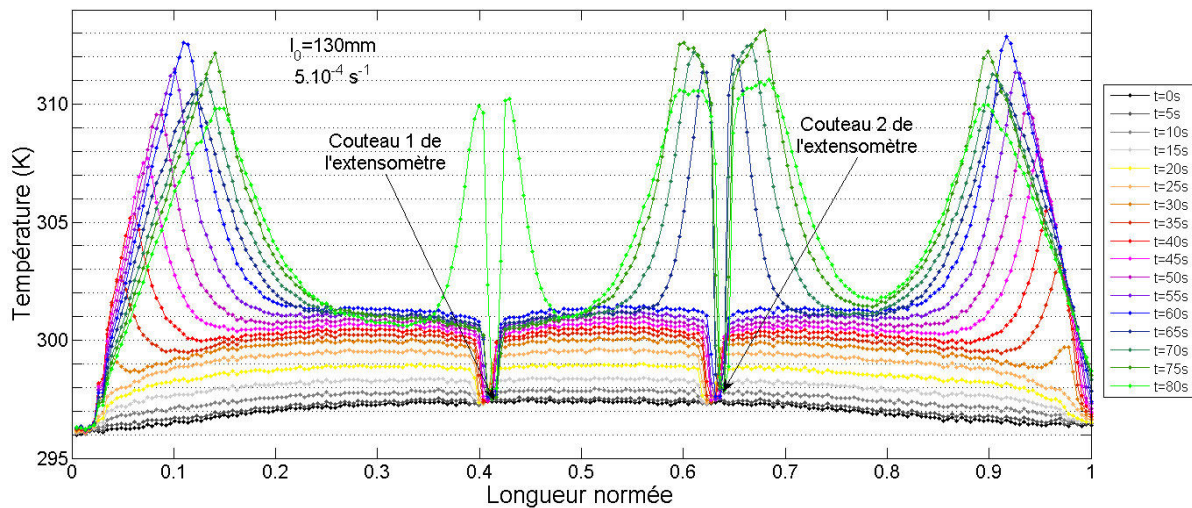


FIGURE 4.6 – Suivi du profil thermique au cours de la charge pour l'essai 2 ($\dot{\epsilon} = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $l_0 = 130 \text{ mm}$)

(cf. figure 4.7), comme pour le cas de référence. Pour un fil long de 550 mm, la zone d'étude située

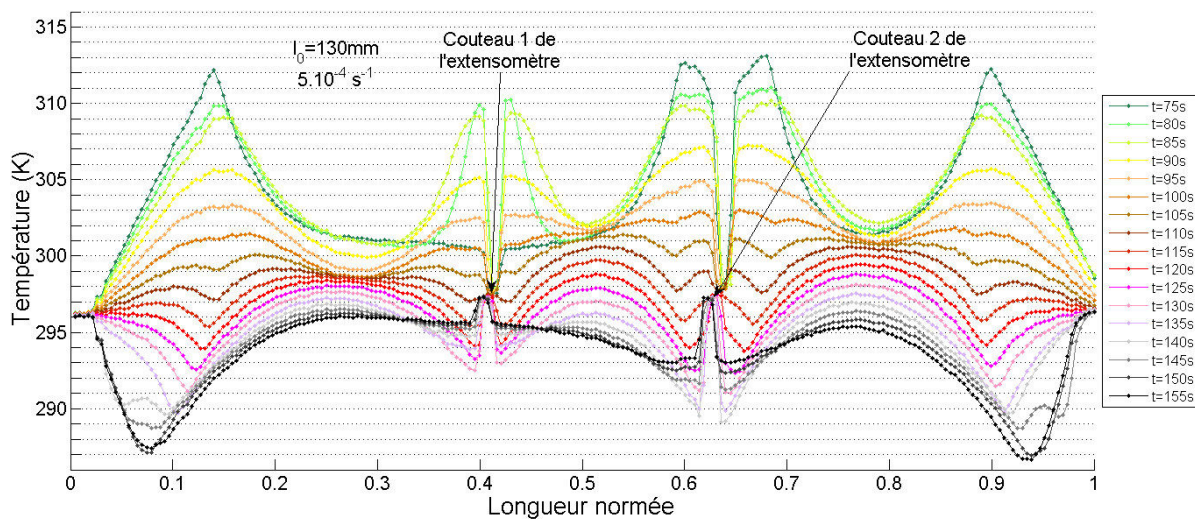


FIGURE 4.7 – Suivi du profil thermique au cours de la décharge pour l'essai 2 ($\dot{\epsilon} = 5.10^{-4} \text{ s}^{-1}$, $l_0 = 130 \text{ mm}$)

au centre est moins affectée par les effets de bord. Par exemple, les figures 4.8 (charge) et 4.9 (décharge) indiquent que la température au centre du fil est proche de la température initiale car suffisamment loin de la base des pics de température partis des mors. Contrairement au cas du fil de 130 mm pour la vitesse de déformation de 5.10^{-5} s^{-1} , l'extensomètre est trop éloigné des mors pour y observer la propagation de transformation. Malgré une faible vitesse, on retrouve une configuration plus proche du cas précédent (essai 2). L'hétérogénéité gouverne donc la contrainte

de début de propagation. Elle semble aussi affecter l'allure des plateaux de transformation, en faisant apparaître des pics associés à la nucléation. En effet, le pic présenté en figure 4.3-c) (pour $t=420$ s) correspond à l'apparition du pic de température au niveau de l'extensomètre. Il en va de même pour l'essai 2 à environ 65 et 80 s, où deux pics se sont manifestés cette fois ci. En effet, l'élévation de température, due à l'effet de vitesse, s'opposait à la propagation de transformation du premier couteau de l'extensomètre vers le second. Cela a ainsi favorisé la nucléation à proximité de ce dernier.

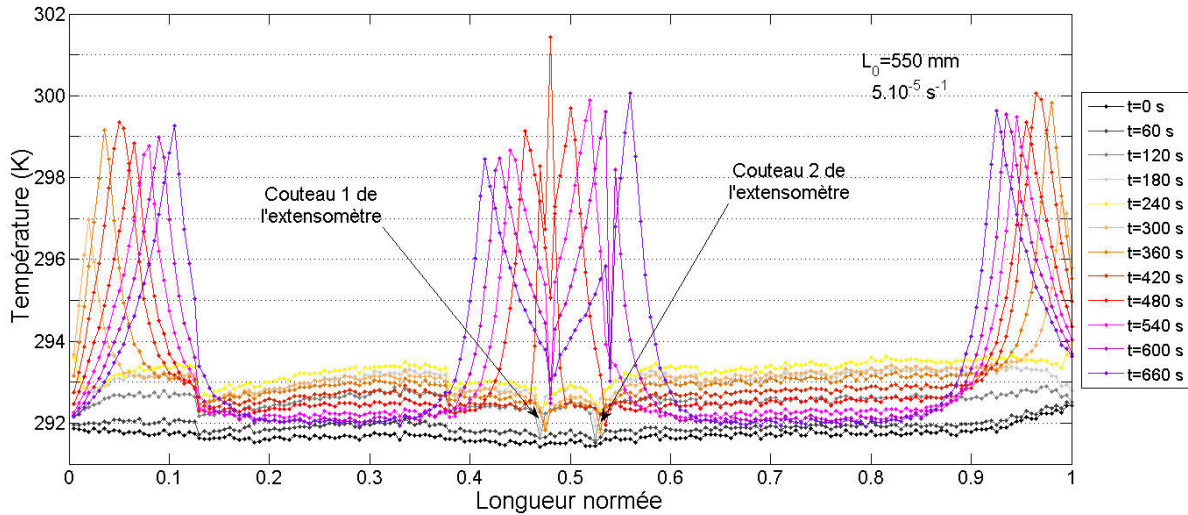


FIGURE 4.8 – Suivi du profil thermique au cours de la charge pour l'essai 3 ($\dot{\epsilon}=5.10^{-5}s^{-1}$, $l_0=550$ mm)

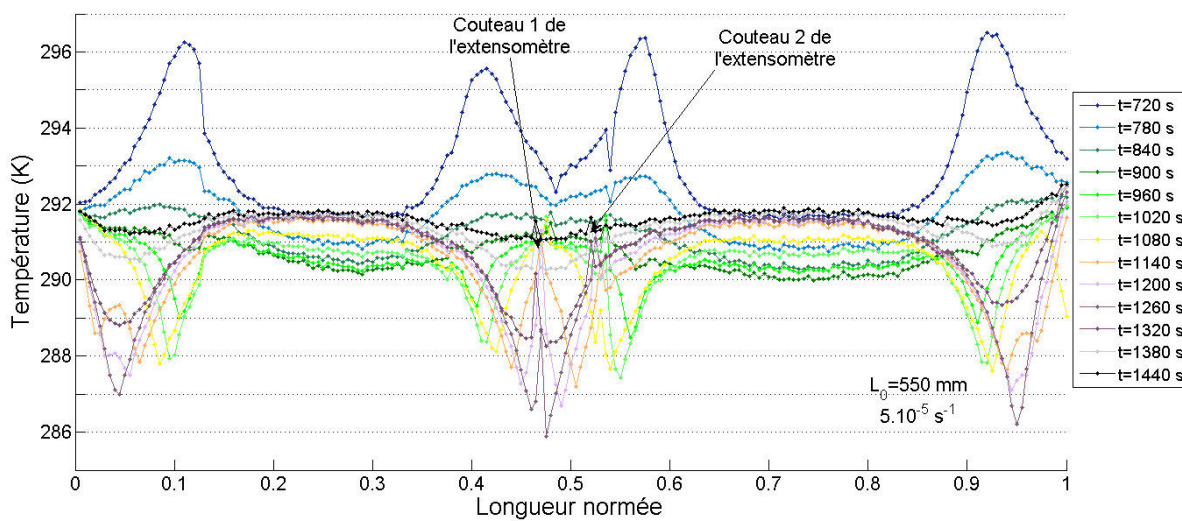


FIGURE 4.9 – Suivi du profil thermique au cours de la décharge pour l'essai 3 ($\dot{\epsilon}=5.10^{-5}s^{-1}$, $l_0=550$ mm)

Le tableau 4.2 recense les niveaux de température et la distance relative du fil concernée par la transformation martensitique. Cette distance caractérise la distance de propagation du pic de température, à partir des mors d'une part et de l'extensomètre d'autre part. Ainsi, le caractère thermique est gouverné par la vitesse de sollicitation comme semblent l'indiquer les températures mises en jeu, qui sont de niveaux comparables pour les essais 1 et 3. En revanche, l'hétérogénéité s'explique vraisemblablement par les effets de structure, soient la géométrie et les conditions aux limites thermomécaniques. Ainsi, on retrouve pour les essais 2 et 3, un caractère d'hétérogénéité comparable alors que les configurations sont différentes.

Cas	$\dot{\epsilon}$ (s^{-1})	L_0 (mm)	T_{essai} (K)	T^{max} (K)	T^{min} (K)	% transformation (mors)	% transformation (extensomètre)
1	5.10^{-5}	130	293	298	290	100	-
2	5.10^{-4}	130	296	313	287	25	11
3	5.10^{-5}	550	292	302	286	20	15

TABLE 4.2 – Relevés quantitatifs de l'hétérogénéité de comportement prélevés sur les courbes en figures 4.4, 4.5, 4.6, 4.7, 4.8 et 4.9

Comme attendu, la vitesse de sollicitation participe à l'élévation de température, défavorable au processus de transformation directe. De plus, lorsque les mors et les couteaux de l'extensomètre sont proches, les fronts de propagation se rejoignent avant qu'un nouveau site de nucléation n'apparaisse. Il en résulte une répartition plus homogène de la transformation. Ainsi, la configuration favorisant la propagation de la transformation martensitique est celle dont la vitesse est la plus faible et dont les sources d'initiation de bandes de transformation possibles sont les plus rapprochées. L'étude menée dans cette section justifie clairement la prise en compte des effets de structure pour représenter ces phénomènes par les outils numériques : le comportement intrinsèque du matériau n'explique pas tout.

4.2 Estimation par simulation numérique des concentrations de contrainte dues à l'hétérogénéité de déformation dans un fil

Le modèle de comportement, présenté dans le chapitre 3, ne permet pas d'assurer naturellement la propagation de transformation observée expérimentalement. En effet, le processus exothermique se manifestant lors de la transformation directe provoque une augmentation de température au voisinage du front de transformation. Cet échauffement a pour effet d'augmenter le seuil de transformation en contrainte et donc de retarder la transformation. L'effet opposé se produit lors de la décharge. Ainsi, bien que les effets thermiques peuvent avoir une incidence sur la cinétique de propagation de transformation, ce n'est pas en sa faveur. Il semble donc intéressant d'étudier le comportement mécanique au niveau du front de transformation. Dans son manuscrit de thèse, Anne Maynadier a proposé une piste de modélisation du phénomène de localisation en intégrant des concentrations de contrainte au niveau des fronts de propagation [106].

Un modèle 3D est donc mis en œuvre, dans la section présente, afin de prédire les conséquences des hétérogénéités du champ de déformation auxquelles Balandraud faisait référence dans sa thèse

[104]. En effet, de part et d'autre d'un front de transformation, on considère que l'éprouvette subit deux comportements différents qui se traduisent par une rigidité différente à un instant donné. L'effet Poisson provoque ainsi une diminution de section, différente de part et d'autre de ce front. Ainsi, pour une force axiale donnée et constante le long du fil, les portions les plus déformées subissent les contraintes effectives les plus fortes. Nous ferons l'hypothèse des petites déformations en première approximation. Le modèle 3D consiste à représenter un quart du fil (cf. figure 4.10). En supposant que le front de transformation est normal à l'axe du fil, on peut aboutir à l'hypothèse d'axi-symétrie de la structure. Des éléments hexaédriques à 8 nœuds ont été utilisés. Sur la longueur, le fil a été divisé en deux parties, correspondant à deux états différents du matériau (cf. figure 4.10). Les faces internes du fil sont en appui (déplacement bloqué selon la direction normale au plan, uniquement) afin de pouvoir s'allonger librement. La section extérieure (normale à l'axe principal) de la portion du fil en cours de transformation est en appui (déplacement bloqué dans la direction de l'effort) et non encastree (i.e. tous déplacements bloqués). Cela évite de s'opposer à la réduction de section par effet Poisson. La section opposée à cette dernière est soumise à un déplacement imposé afin d'exercer une sollicitation en traction. La vitesse de sollicitation est rapide mais n'a ici aucune influence sur le résultat, car les lois de comportement considérées sont purement élastiques. On considère que l'ensemble est soumis à un état initial non libre de

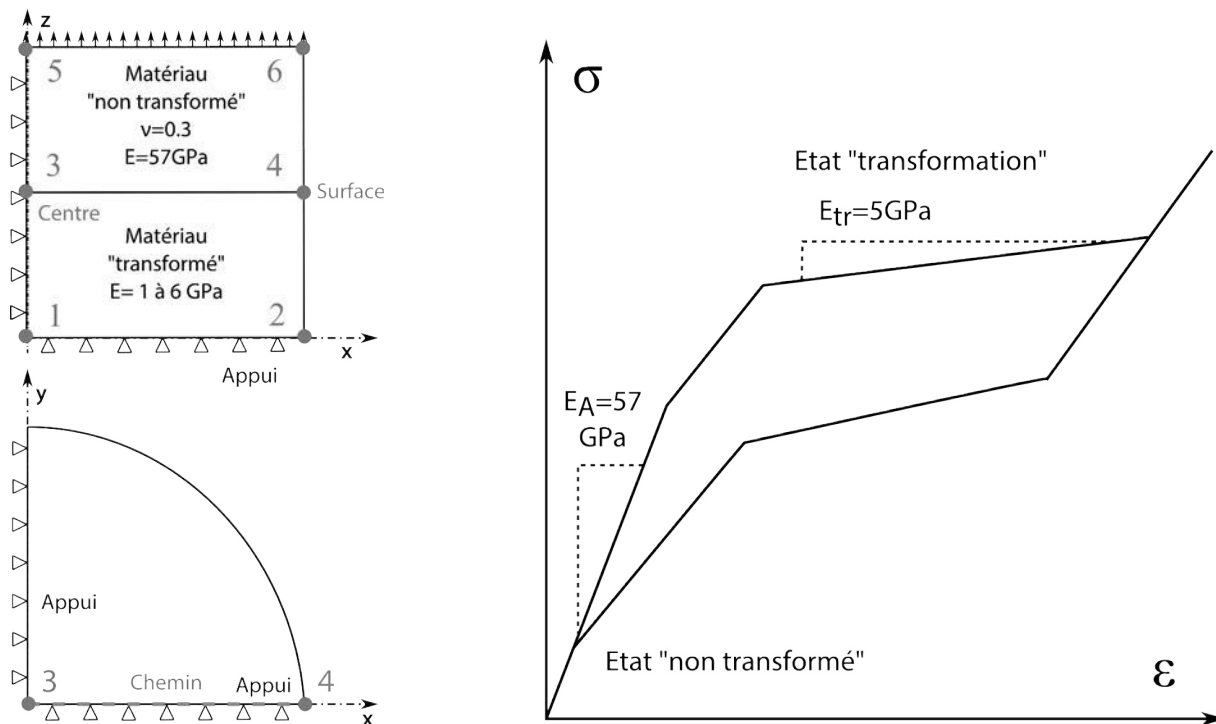


FIGURE 4.10 – Schéma du modèle par FIGURE 4.11 – Illustration des deux régimes de déformation éléments finis 3D

contraintes, quel qu'il soit, car on s'intéresse ici aux valeurs de contraintes relatives. Le chargement est tel que l'on suppose qu'une partie du matériau satisfait aux conditions d'initiation de la transformation, dès l'état initial : son comportement est celui correspondant à la transformation martensitique (rigidité faible et à évaluer). Des efforts exercés selon une autre direction que celle de l'axe du fil, tels que les efforts de serrage, peuvent être à l'origine du départ de transformation. On considère en revanche que l'autre portion du fil ne pourra se transformer quel que soit le ni-

veau de contrainte : le comportement associé est celui de l'austénite (cf. figure 4.11). On fait donc l'hypothèse simplificatrice que la partie élastique de la déformation est faible par rapport à celle de transformation martensitique. La seconde hypothèse est de considérer que le front de transformation est normal à la direction du fil, afin de simplifier le maillage. L'intérêt est ainsi d'étudier les concentrations de contrainte sans imposer l'"accident géométrique". Ce dernier résulte directement de l'hétérogénéité de comportement entre les deux portions. La longueur du fil considérée est prise suffisamment grande pour ne plus observer les effets de bord dus à l'interface. Puisque le résultat est plus lié à la géométrie qu'à la nature de la transformation, l'effet dû à la R-phase sera déduit a posteriori à un coefficient γ^R/γ^M près. Nous travaillerons à partir de la contrainte équivalente de von Mises. Celle-ci est généralement utilisée pour piloter le seuil de début de transformation, bien que Manach et Favier aient montré que ce critère ne convenait pas systématiquement [184]. Finalement, la valeur qui nous intéresse est celle de la contrainte équivalente, lorsque la portion en cours de transformation a atteint le niveau de déformation de transformation maximale $\gamma^M=5\%$. On pourra ainsi identifier la sur-contrainte maximale théorique obtenue au front de transformation séparant une portion austénitique et une portion 100% martensitique. Le résultat permettra de borner la sur-contrainte exploitée dans la suite de ce chapitre.

La rigidité du matériau sur le plateau de transformation dépend de la pente de ce dernier et donc de la vitesse de sollicitation pour un environnement thermique donné. On peut illustrer la conséquence sur les concentrations de contrainte en retenant différentes valeurs de module d'élasticité "apparent", relativement faibles par rapport à celle du module de la phase austénitique. Le domaine retenu s'étend de 1 GPa qui correspond à un pseudo-écrouissage maximal faible (vitesse faible) à 6 GPa qui correspond à un pseudo-écrouissage maximal élevé (vitesse élevée). Le tableau 4.3 donne pour chaque valeur de module d'élasticité retenue, la valeur de pseudo-écrouissage maximal associée.

$E_{apparent}$ (GPa)	1	2	3	4	5	6
M^{max} (MPa)	51	104	158	215	274	335

TABLE 4.3 – Valeurs du pseudo-écrouissage associées aux valeurs de rigidité de la portion subissant la transformation martensitique

Tout d'abord, les distributions de contraintes équivalentes dans le fil sont schématisées par des couleurs (cf. figures 4.12-a)-b), 4.13-a)-b), 4.16). Les figures 4.12-a) et b) permettent de montrer que la contrainte est homogène loin de l'interface et identique pour les portions "non transformée" et "en cours de transformation".

La contrainte équivalente augmente près de la surface du fil, comme le montre la figure 4.13-a). Elle augmente avec la contrainte de cisaillement : le cisaillement est d'autant plus important que l'on se place en surface, où les déformations radiales, plus libres, sont les plus importantes (cf. figure 4.13-b)).

Les valeurs des contraintes sont récupérées aux nœuds afin de tracer les profils spatiaux selon l'axe radial ou longitudinal (x ou z, d'après la figure 4.10).

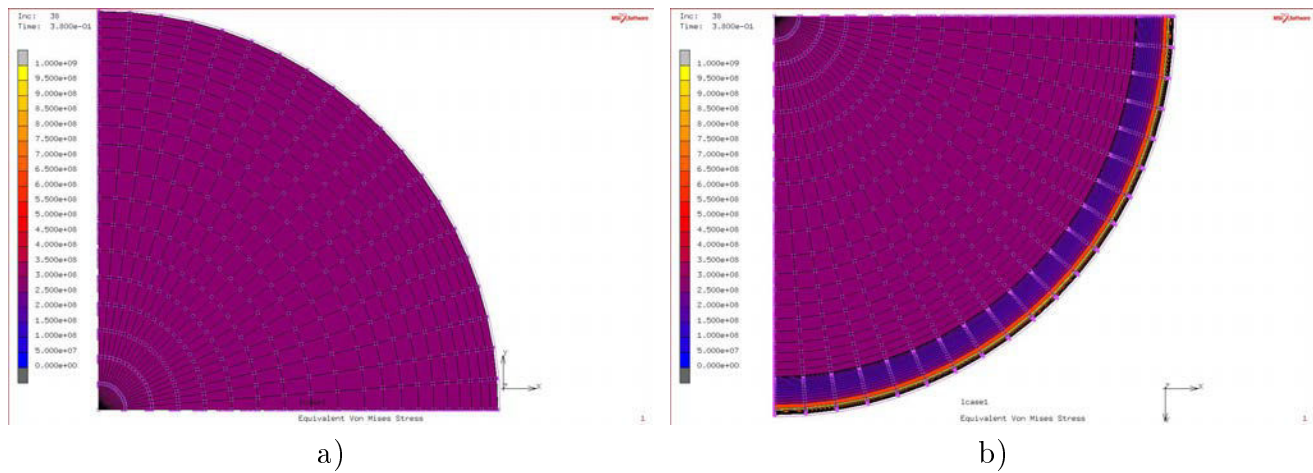


FIGURE 4.12 – Distribution des contraintes équivalentes de von Mises par éléments finis (facteur 50 de l'amplification de la déformée) : a) vue de l'extrémité "non transformée" ; b) vue de l'extrémité "en cours de transformation"

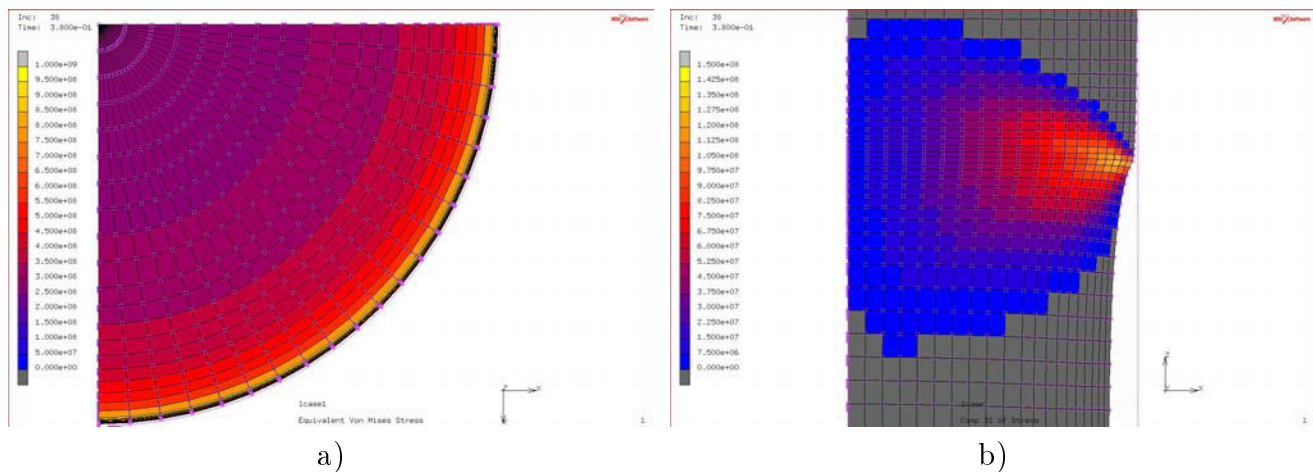


FIGURE 4.13 – a) Distribution des contraintes équivalentes de von Mises d'après le modèle d'éléments finis (vue de l'interface, portion "non transformée", facteur 50 de l'amplification de la déformée) ; b) Distribution des contraintes de cisailage (vue de coupe selon la longueur du fil)

Le profil selon la longueur du fil (axe z) est donné (pour un module apparent de 5 GPa) au niveau de la surface et de l'axe central en figures 4.14 et 4.15, respectivement. La translation progressive des courbes vers les hautes valeurs de contraintes avec le niveau de déformation de la partie "en cours de transformation" est en accord avec le caractère élastique des deux portions du fil. Le niveau maximal de contraintes selon la direction longitudinale du fil ne correspond pas exactement à l'emplacement de l'interface, mais se trouve en aval de celle-ci par rapport à "la direction de propagation de la transformation". La figure 4.16 illustre cette évolution de la contrainte équivalente. Les valeurs de contrainte équivalente à proximité de l'interface sont plus importantes en surface, par confrontation des courbes données en figures 4.14 et 4.15.

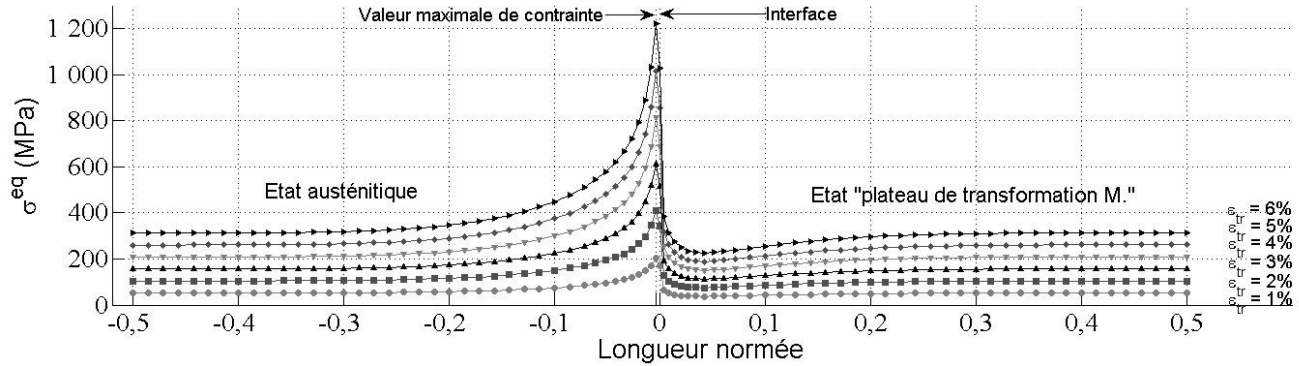


FIGURE 4.14 – Évolution de la contrainte équivalente le long de la surface du fil ($E_{apparent}=5$ GPa)

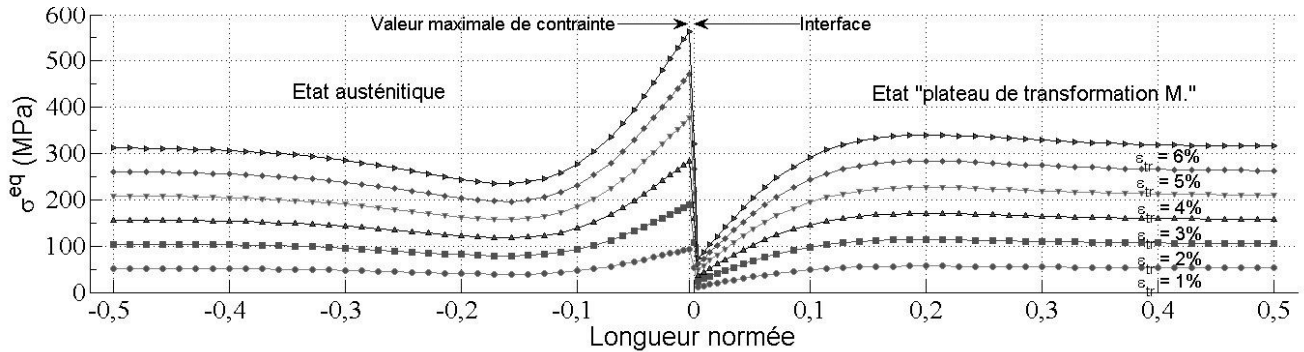


FIGURE 4.15 – Évolution de la contrainte équivalente le long de l'axe central du fil ($E_{apparent}=5$ GPa)

En revanche, la contrainte est effectivement homogène sur la section au niveau des extrémités (cf. figure 4.17-a)), à condition de modéliser un fil suffisamment long pour que le principe de Saint-Venant s'applique. On s'assure donc de bien extraire la contrainte nominale par la suite. L'évolution de la contrainte équivalente en fonction de la profondeur du fil est donnée en figure 4.17-b), au niveau de l'interface mais aussi le long de la section caractérisée par le niveau de contrainte maximal en surface, d'après la figure 4.14.

La contrainte est maximale en surface, chute puis décroît lentement à partir d'une profondeur relativement faible, d'après la figure 4.17-b).

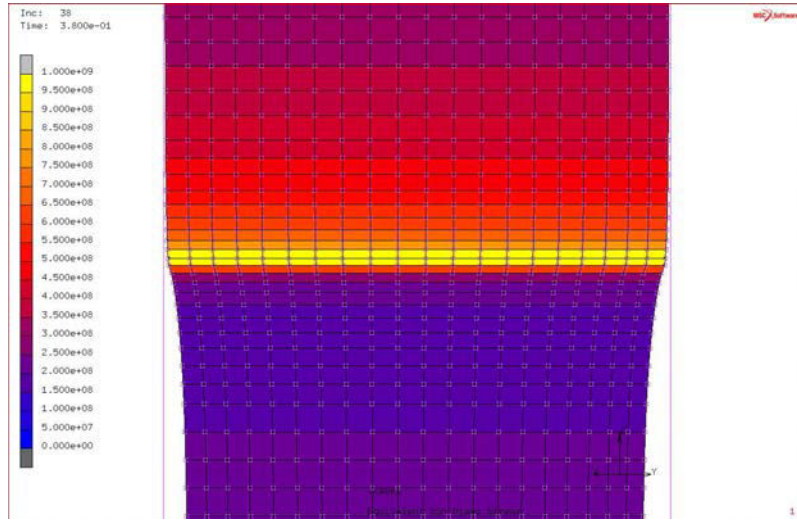
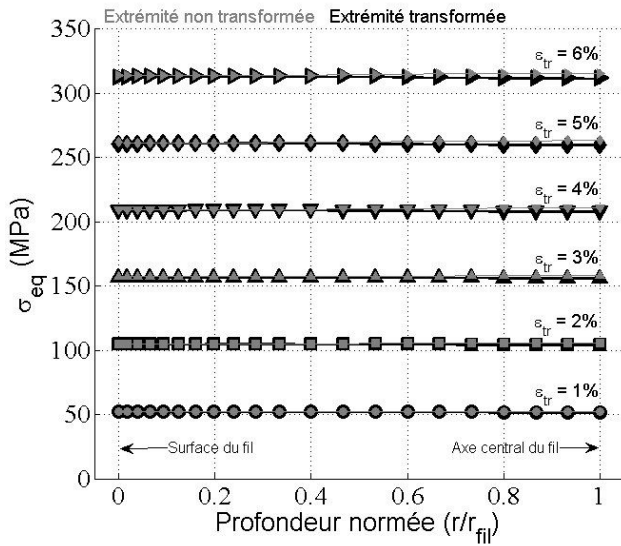
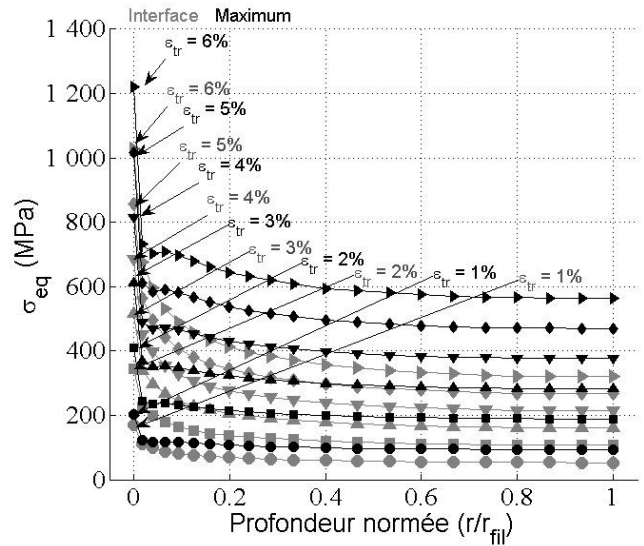


FIGURE 4.16 – Distribution des contraintes équivalentes de von Mises par éléments finis (vue en surface du fil, facteur 50 de l'amplification de la déformée)



a)



b)

FIGURE 4.17 – a) Évolution de la contrainte équivalente dans la profondeur au niveau des extrémités du fil ($E_{apparent}=5$ GPa); b) Évolution de la contrainte équivalente dans la profondeur du fil au niveau de l'interface et de la zone de concentration maximale de contrainte ($E_{apparent}=5$ GPa)

On souhaite désormais relier la contrainte maximale (ou à l'interface) à la contrainte nominale pour un niveau de déformation de la partie "en cours de transformation" équivalent à $\gamma^M = 5\%$ (cf. chapitre 3), par l'intermédiaire du paramètre "coefficient de concentration de contrainte", K_t (cf. équation 4.2).

$$K_t = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nom}} \quad (4.2)$$

Notons que la relation linéaire entre σ et ε conduit ici à une évolution de K_t , indépendante du niveau de chargement. La figure 4.18 représente, pour différents modules équivalents de la portion "en cours de transformation", l'évolution de K_t selon la longueur du fil au niveau de la surface. La figure 4.19 représente celle selon la profondeur du fil au niveau de la section où la valeur de contrainte équivalente est maximale.

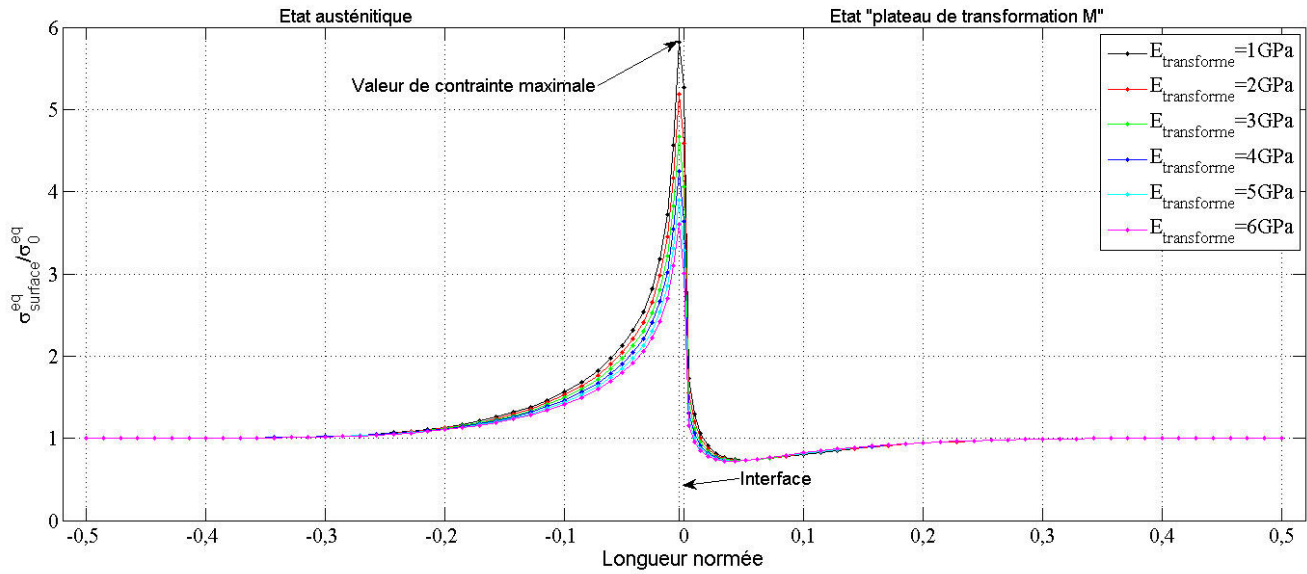


FIGURE 4.18 – Coefficient de concentration de contrainte dans la profondeur du fil pour différentes valeurs de $E_{apparent}$, raideur associée au plateau de transformation

La figure 4.18 montre que le coefficient de concentration de contrainte augmente progressivement de 1 ($\sigma_{eq} = \sigma_{nom}$, loin de l'interface) vers le maximum qui n'est pas tout à fait situé au niveau de l'interface simulant le "front de propagation". La figure 4.19 montre que la contrainte équivalente est ici supérieure (près de deux fois plus élevée, au minimum) à la contrainte nominale, compte tenu de la variation locale de section du fil. Ceci justifie effectivement un début de transformation malgré l'augmentation du seuil de formation de la martensite, par échauffement du matériau. La contrainte est d'autant plus importante que l'on regarde près de la surface où le cisaillement est prépondérant.

D'après ces résultats, en un point du fil donné, le facteur de concentration de contrainte K_t augmente avec la différence de raideur observée entre les deux portions du fil (et ceci de manière non linéaire au niveau de la surface du fil). Ainsi, de faibles vitesses de sollicitations semblent favoriser la propagation de transformation. En effet, on peut observer une valeur de K_t proche de 6 à proximité de l'interface, sur la surface du fil, pour $E_{apparent} = 1$ GPa, contre près de 3.5 pour

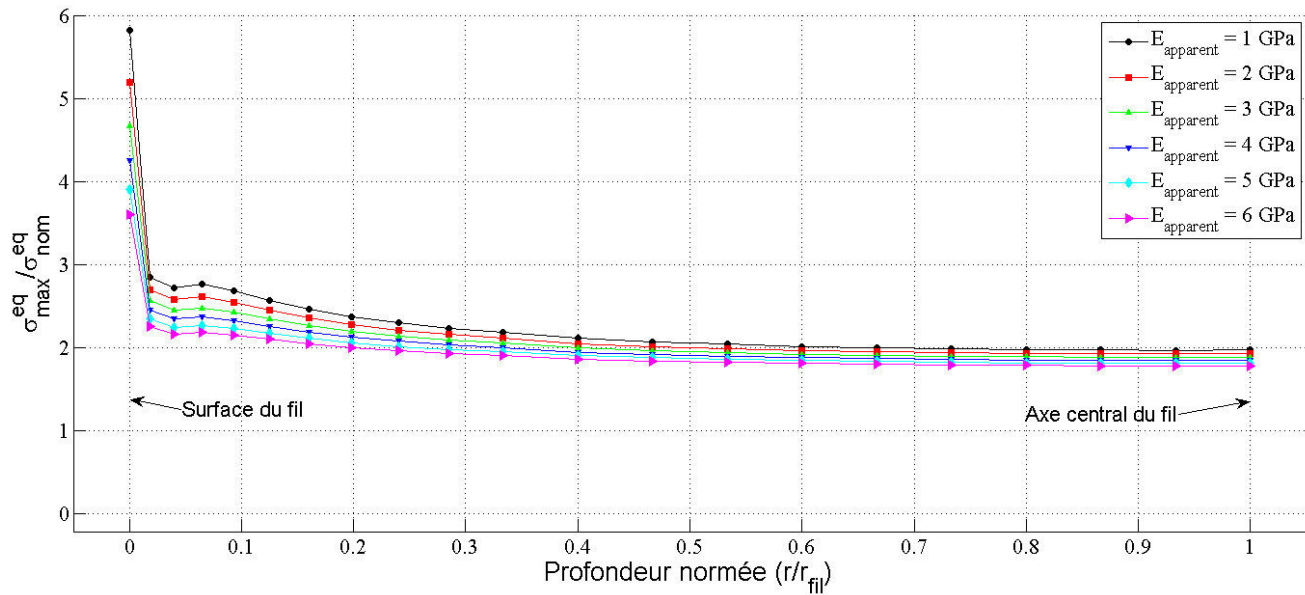


FIGURE 4.19 – Coefficient de concentration de contrainte dans la profondeur du fil pour différentes valeurs de $E_{apparent}$, raideur associée au plateau de transformation

$E_{apparent} = 6$ GPa. Cependant, la contrainte locale est fonction de la contrainte nominale dont la contribution du pseudo-écrouissage augmente avec $E_{apparent}$.

4.3 Validation du modèle d'éléments finis et mise en évidence de phénomènes dus aux hétérogénéités de comportement

La prise en compte des effets de structure dans les alliages à mémoire de forme inclut nécessairement une hétérogénéité de déformation le long du fil. Un modèle par éléments finis réalisé par assemblage de portions élémentaires peut donc révéler des hétérogénéités spatiales lors d'une simulation en déplacement ou en force imposée. En revanche, l'effort axial est constant. Dans un cas unidimensionnel et en supposant que les éléments possèdent la même section, la contrainte axiale est alors constante. Le modèle éléments finis 3D, réalisé en première approche, a montré que la section évoluait nécessairement avec la déformation, provoquant ainsi des concentrations de contrainte à proximité du front de transformation. Cette contrainte additionnelle ne peut donc pas être prise en compte dans le modèle par éléments finis de la structure filaire 1D mais directement dans la loi de comportement du matériau. Par ailleurs, le cas unidimensionnel permet de mettre en œuvre un modèle particulièrement stable lorsque que l'on pilote la traction du fil en effort imposé. Les simulations numériques présentées par la suite seront donc principalement associées à des essais pilotés en effort.

On effectue un assemblage en série d'éléments de type "barre" (2 nœuds, 1 point d'intégration de Gauss). Le nombre total retenu est de 32, assez faible pour ne pas alourdir le temps de calcul lors de l'intégration dans le modèle d'éléments finis simulant la vibration d'un câble (cf. Partie 2). Il sera nécessaire dans la suite de l'étude de regarder l'éventuelle influence du nombre d'éléments sur la vitesse de propagation des éventuels fronts de transformation. Le nœud placé à l'une des

extrémités du fil "1D" est encastré tandis que le nœud placé à l'autre extrémité est en appui selon les directions normales à l'axe du fil (cf. figure 4.20). Le déplacement dans la direction de l'axe fil est ainsi le seul degré de liberté.

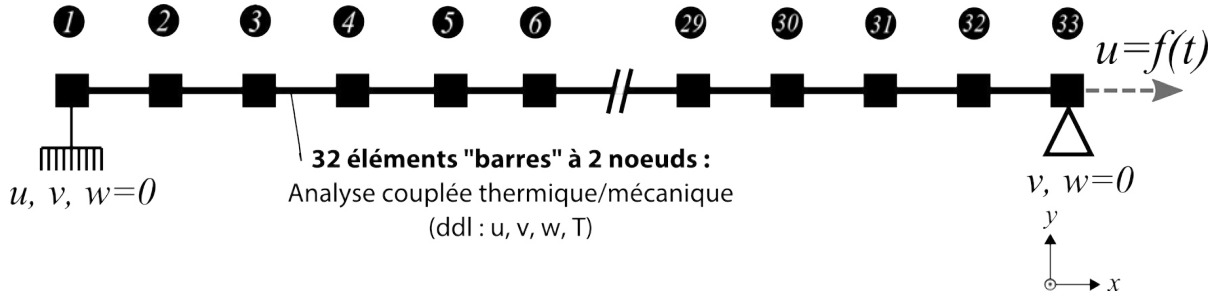


FIGURE 4.20 – Schéma du modèle associé à la structure "fil"

4.3.1 Définition d'une "contrainte apparente" et validation des paramètres

On souhaite prendre en compte les sources d'initiation (à l'échelle macroscopique) de transformation de la martensite et les "sur-contraintes" supposées participer à la propagation de la transformation. L'idée mise en place dans la suite de ce chapitre consiste donc à formuler une "contrainte apparente" qui opère directement dans la loi de comportement du matériau. Cette nouvelle contrainte va permettre de piloter les seuils de transformation. Ainsi, bien que l'effort et la section des éléments soient homogènes le long du fil (et par conséquent la contrainte axiale), la "contrainte apparente" pourra ne pas l'être, ce qui permet d'obtenir un champ de déformation hétérogène, malgré une configuration 1D.

La "contrainte apparente" à injecter dans le calcul des fonctions de charge est donnée par l'équation 4.3, m étant le numéro de l'élément considéré.

$$\sigma^{eq}(m) = \sigma_{nom} + \sigma_{mors}^{1,m^{max}}(m) + \sigma_{def}^i(m) + \sigma_{sur}(m) \quad (4.3)$$

Avec σ_{mors} , la contrainte due au serrage des mors qui n'est non nulle qu'aux extrémités :

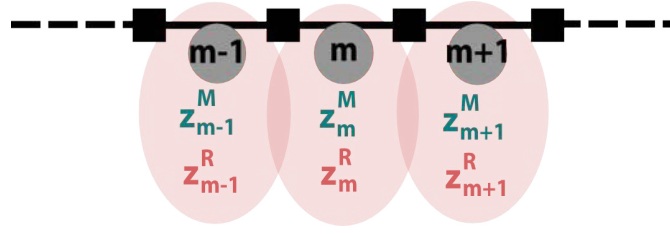
$$\sigma_{mors}^{1,m^{max}}(m) = \sigma_{mors}^{nom}(\delta_{m,1} + \delta_{m,m^{max}}) \quad (4.4)$$

σ_{def}^i , la contrainte due aux défauts, non nulle ponctuellement :

$$\sigma_{def}^i(m) = \sigma_{def}(m)\delta_{m,i} \quad (4.5)$$

$\delta_{i,j}$ est le symbole de Kronecker qui vaut 1 si $i=j$ et 0 sinon.

L'équation 4.6 est la formulation dite "non-locale" la plus simple permettant de relier l'effet de concentration de contrainte à la différence de fraction volumique des phases entre un élément et ses voisins directs (cf. figure 4.21). La contribution de la R-phase est prise en compte. Cette transformation est généralement vue comme un processus homogène, ce que l'on se propose de valider numériquement.

FIGURE 4.21 – Schéma de principe du calcul de σ_{sur}

$$\sigma_{sur} = \left(\begin{aligned} &< z_{m+1}^M - z_m^M > + < z_{m-1}^M - z_m^M > \\ + \frac{\gamma^R}{\gamma^M} (&< z_{m+1}^R - z_m^R > + < z_{m-1}^R - z_m^R >) \end{aligned} \right) \sigma_0^{sur} \quad (4.6)$$

Avec,

$$\sigma_0^{sur} = \sigma_{max} - \sigma_{nom} = (K_t - 1)\sigma_{nom} \quad (4.7)$$

Dans une première approche, nous avons retenu une valeur constante de σ_0^{sur} , bornée par les résultats obtenus par le modèle d'éléments finis 3D et présentés en section 4.2. En pratique, la différence de fraction volumique entre deux éléments voisins n'est jamais de 100%. Ainsi, la surcontrainte est faible en comparaison de la valeur optimale de σ_0^{sur} retenue ($\sigma_0^{sur} \approx 800$ MPa).

La prochaine étape consiste à intégrer cette "contrainte apparente" dans la loi de super-élasticité pour étudier les effets des hétérogénéités. Pour valider cette approche, nous ne tiendrons pas compte de la composante de la "contrainte apparente" associée à la présence éventuelle de défauts. Nous supposons le matériau "idéal" et vérifierons a posteriori que les défauts ont une incidence limitée sur les résultats. Il faut cependant prendre en compte l'effet de serrage dû aux mors. La démarche expérimentale permettant d'obtenir cette information n'a pas pu être mise en œuvre mais nous la présentons ici.

La contrainte de début de transformation mesurée au cours du chapitre précédent n'est, en toute rigueur, pas un paramètre intrinsèque du matériau. Elle résulte d'un effet de structure. En effet, la faible longueur du fil et la proximité des mors affecte le seuil apparent de début de transformation. Pour mesurer cette valeur le plus précisément possible, il est nécessaire de localiser la transformation sur la plage de mesure, avant que celle-ci ne soit initiée à proximité des mors. Pour cela, la section du fil étudié peut être localement réduite, faisant ainsi apparaître un site concentrateur de contrainte. La valeur de la contrainte de début de transformation peut alors être bien plus élevée que celle mesurée sur un fil lisse. Legrand a pu l'expérimenter [185] : la contrainte seuil a été estimée à 750 MPa contre 500 MPa environ sur un fil lisse, au cours d'essais pourtant effectués sur la même machine que ceux présentés dans les chapitres 2 et 3. Le montage était sensiblement identique mais le matériau et la force de serrage des mors n'étant pas équivalents, nous n'utiliserons pas cette valeur. Dans ce rapport, nous retenons la valeur plus raisonnable de 565 MPa ($465 + 100$ MPa). Une fois ce paramètre validé, nous pouvons déterminer numériquement l'effet des mors permettant d'obtenir la contrainte seuil moyenne obtenue expérimentalement sur un fil lisse, pour une vitesse donnée. Cette valeur est considérée inhérente aux effets de structure.

La valeur obtenue est, dans notre cas, de $\sigma_{mors}^{nom} \approx 170$ MPa, pour la vitesse de déformation globale de 5.10^{-5} s^{-1} (configuration quasi isotherme). Par extension, nous prendrons pour contrainte de début de transformation R-phase intrinsèque, la valeur $\sigma_o^{R,*} = 286$ MPa. Cette dernière peut éventuellement être déterminée directement par l'expérience. La valeur obtenue est proche de celle tenant compte des effets de structure (276 MPa), car la R-phase apparaît de façon homogène. Cette observation est discutée plus loin dans cette section.

Dans le cas d'un essai de traction piloté en effort (2600N) à la fréquence de 3 Hz, nous obtenons donc, numériquement, un comportement plus proche de l'expérience que celui prédit par la simulation d'un élément au comportement homogène, d'après la figure 4.22.

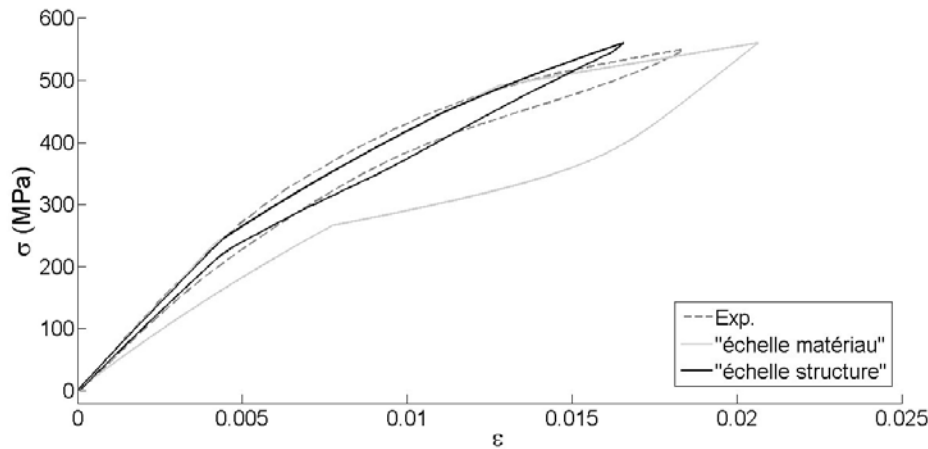


FIGURE 4.22 – Essai piloté en force (20N-2600N), $f=3$ Hz : confrontation du modèle numérique à l'échelle du matériau et de la structure

Cette validation quantitative ne permet pas la compréhension des phénomènes mis en jeu. La section suivante traite de l'effet de vitesse et confronte le comportement global de la structure aux comportements locaux (à l'échelle des subdivisions).

4.3.2 Conséquences des effets de vitesse sur le comportement "non-local" du fil

Partant des paramètres validés précédemment, nous sommes en mesure d'évaluer l'influence de la vitesse sur le comportement du fil à l'échelle de la structure. Toujours pour un pilotage en force imposée, les fréquences de sollicitation étudiées prennent pour valeurs : 0.00003 Hz, 0.0003 Hz, 0.0006 Hz, 0.001 Hz, 0.0015 Hz, 0.002 Hz, 0.003 Hz, 0.006 Hz, 0.03 Hz, 0.3 Hz et 3 Hz. Le comportement mécanique global est présenté en figure 4.23.

A force maximale imposée, c'est l'augmentation de la pente du plateau de transformation due au couplage thermomécanique qui impose le niveau maximal de déformation du matériau. Si la pente est faible (cas d'une configuration quasi-statique), la déformation maximale peut atteindre jusqu'à près de 8%, pour le niveau d'effort imposé. On observe une forte diminution de la dissipation avec

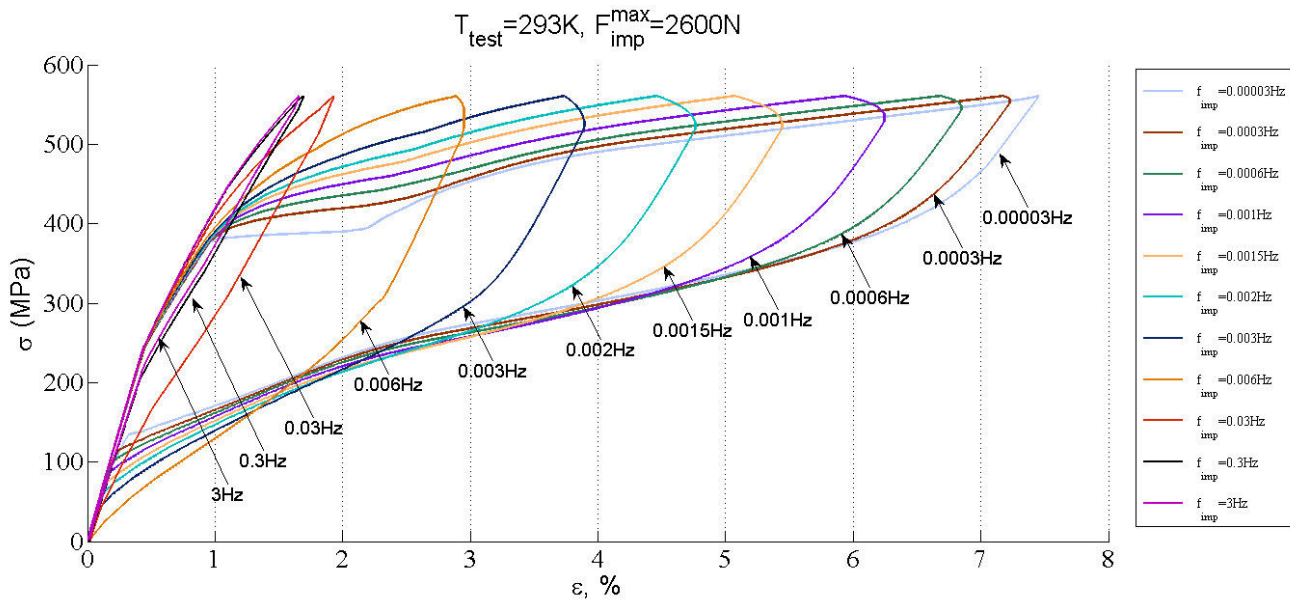


FIGURE 4.23 – Effet de la fréquence de sollicitation sur le comportement mécanique global, effort imposé (2600N)

l'augmentation de la fréquence mais une augmentation du niveau de contrainte de transformation apparent. Pour mieux comprendre le comportement global obtenu, il est intéressant d'étudier les comportements locaux, associés à chaque élément. Les figures 4.24 et 4.25 se proposent de comparer le comportement du "matériau" à celui de l'échelle de la "structure", pour une fréquence imposée de 3 et 0.003 Hz, respectivement.

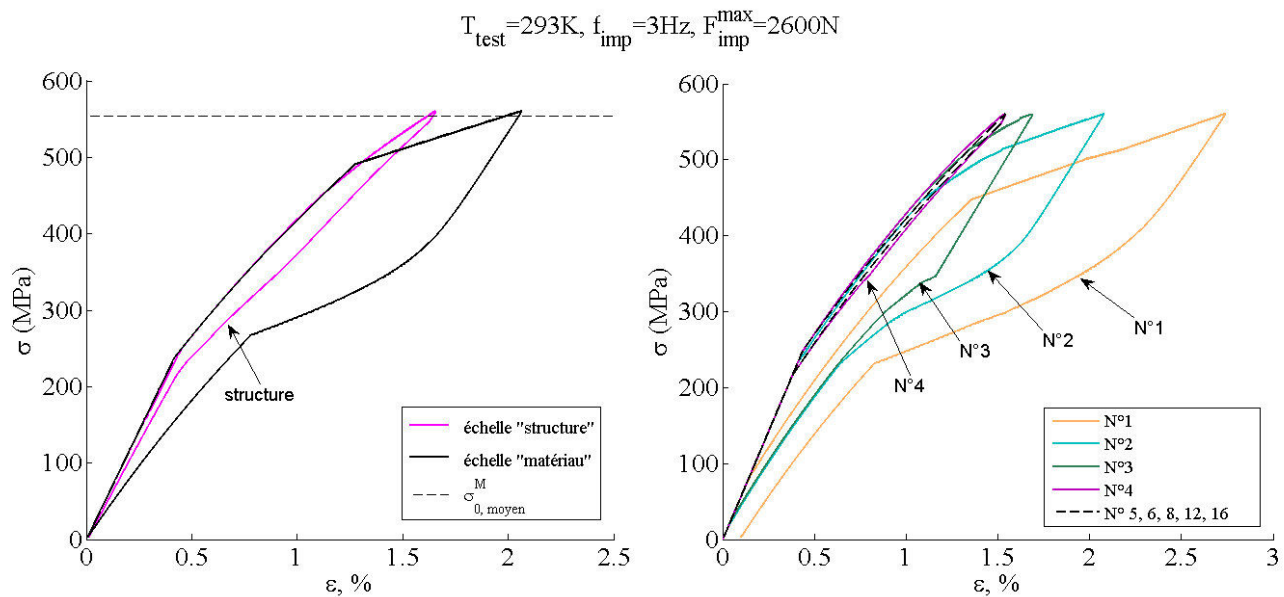


FIGURE 4.24 – Comportements mécaniques global et locaux à la fréquence de 3 Hz en effort imposé (2600N), $T_{test}=293K$

Pour une fréquence de 3 Hz, et en l'absence de défauts structurels, seuls les éléments relativement proches des mors subissent une transformation martensitique : les sur-contraintes ne compensent pas l'importante élévation de température au niveau du "front" de transformation qui provoque l'augmentation du pseudo-écrouissage (cf. figure 4.24). Par conséquent, tous les éléments ne se transforment pas pour le niveau d'effort maximal imposé. En revanche, on n'observe pas de différence notable au niveau des seuils de début de transformation R-phase, avec l'évolution de la fréquence de sollicitation.

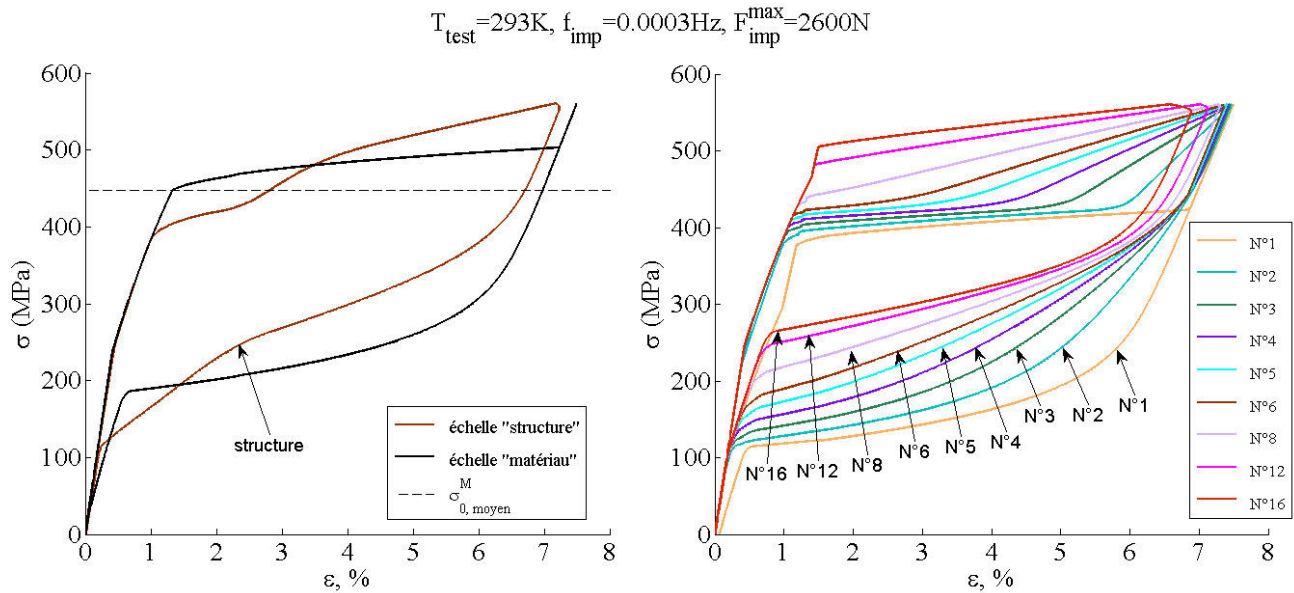


FIGURE 4.25 – Comportements mécaniques global et locaux à la fréquence de 0.0003 Hz en effort imposé (2600N), $T_{\text{test}} = 293\text{K}$

Une faible fréquence de sollicitation permet de maintenir la température du matériau proche de la température de l'environnement ce qui favorise la propagation, d'après les observations expérimentales. Les plateaux ont en effet une pente si faible, que la transformation entre deux éléments voisins peut être significative. Les sur-contraintes font donc plus que compenser la faible élévation de température. La figure 4.25 montre par ailleurs les interactions entre les éléments voisins, autre que l'influence sur les contraintes de début de transformation. Lorsqu'un élément a terminé sa transformation martensitique directe, tandis que le suivant (par rapport au sens de propagation du front) poursuit la sienne, la différence entre les sections due à l'effet Poisson tend à diminuer : la contribution des sur-contraintes diminue, ainsi que le niveau de "contrainte apparente". Ainsi, la compétition entre l'échauffement et les incompatibilités mécaniques s'équilibre et la raideur augmente. Cela explique pourquoi on peut observer un changement de pente du plateau dans les éléments 2 à 6 (cf. figure 4.20 pour la numérotation des nœuds). Cette "cassure" apparaît d'autant plus rapidement au cours de la transformation que la valeur de sur-contrainte atteignable entre deux éléments devient faible, en s'éloignant des mors. Lors de la décharge, la transformation inverse se propage dans le sens opposé à celui de la transformation directe. En effet, la plage du domaine élastique consécutif à la décharge est globalement de même grandeur entre les différents éléments. Donc le niveau de contrainte associé à la transformation inverse respecte l'ordre de celui associé à la transformation directe.

Pour mieux rendre compte de la compétition entre l'échauffement et les niveaux de sur-contrainte, il est intéressant de regarder l'évolution du profil de distribution du seuil de début de transformation "apparent" (prélevé sur les courbes données en figure 4.23), en fonction de la fréquence de sollicitation. Les éléments qui ne transforment pas au cours de l'essai sont renseignés par des croix en figure 4.26, au niveau de la valeur de contrainte seuil intrinsèque du matériau. En toute rigueur, cette valeur peut être plus élevée, compte tenu de l'élévation de la température. Les symboles "pleins" représentent les éléments ayant démarré leur transformation avant leurs voisins directs. En d'autres termes, ce sont les lieux d'initiation de la transformation martensitique. Dans le cas d'une structure sans défaut, on observe seulement deux sites d'initiation, placés près des mors.

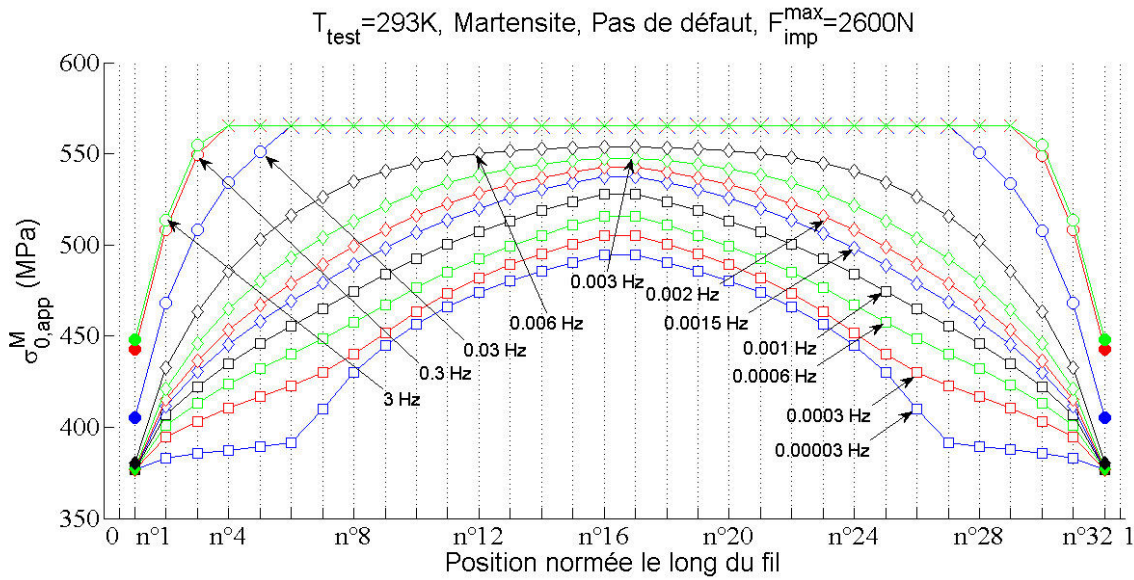


FIGURE 4.26 – Distribution spatiale de la contrainte de début de transformation martensitique apparente en fonction de la fréquence de sollicitation ($T_{test}=293K$)

D'après la figure 4.26, les plus hautes fréquences de sollicitation ne favorisent pas la propagation. En effet, les profils de distribution de contraintes de début de transformation martensitique, initiée aux ancrages, présentent des "plateaux" de plus en plus larges. Cela se traduit par un plus grand nombre d'éléments (soit une plus grande portion du fil centrée en son milieu) subissant simultanément la transformation martensitique. L'échauffement devient significatif et nivelle la différence d'avancement de transformation possible entre deux voisins. Par ailleurs, une telle homogénéité du seuil de début de transformation expose d'autant plus le matériau aux défauts placés au centre du fil, voire loin du centre si ceux-ci occasionnent des concentrations de contrainte importantes. Nous introduirons artificiellement des défauts dans la section suivante, pour étudier l'influence de la vitesse sur l'activation de sites d'initiation.

D'après la figure 4.23, il peut être difficile d'évaluer la contrainte de début de transformation à l'échelle de la structure. Le traitement des courbes expérimentales a posé des difficultés du même type. En revanche, on peut calculer la moyenne spatiale de $\sigma_0^M(m)$, à partir du modèle numérique. L'évolution de cette dernière avec la fréquence de sollicitation est présentée en figure 4.27.

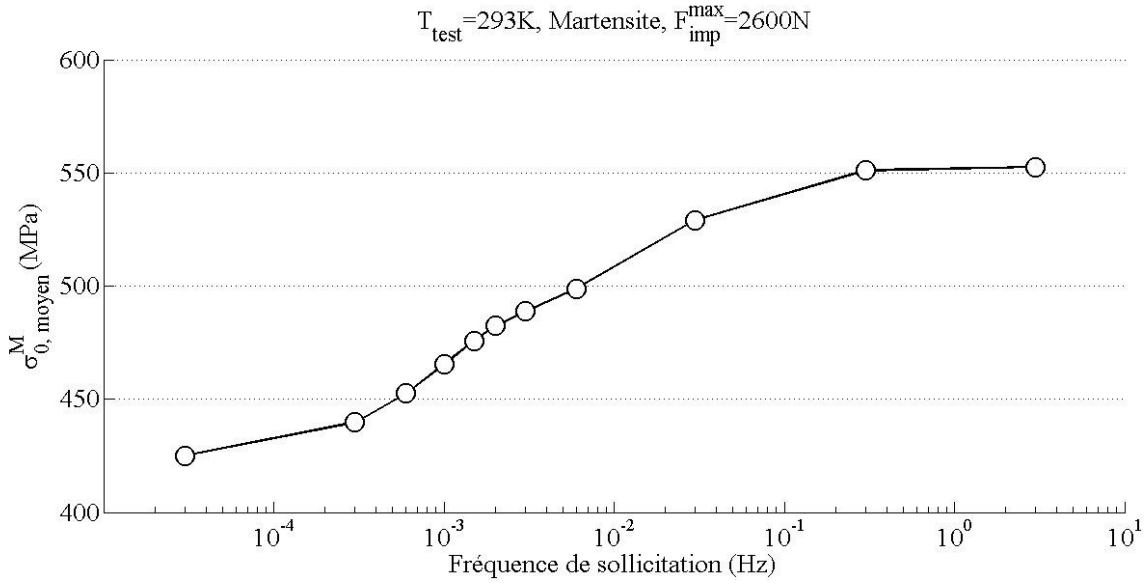


FIGURE 4.27 – Influence de la fréquence de sollicitation sur la contrainte de début de transformation à l'échelle "structure" ($T_{\text{test}}=293\text{K}$)

Ainsi, on retrouve une augmentation de $\sigma_{0, \text{moyen}}^M$, plus importante que celle induite par le modèle ne tenant pas compte des effets de structure. Il est cependant difficile de comparer ces résultats avec ceux fournis dans le chapitre 2 (cf. figure 2.18), car les conditions d'essai et le type de pilotage de l'essai sont différents. Mais, cela rend effectivement compte de l'effet de structure sur le niveau de $\sigma_{0, \text{moyen}}^M$.

En ce qui concerne la transformation R-phase, l'influence de la fréquence de sollicitation est quasi nulle, comme illustré sur la figure 4.28.

Ainsi, la valeur de $\sigma_{0, \text{moyen}}^R$ est quasi indépendante de la fréquence. La distribution du seuil de début de transformation est homogène sur la quasi totalité de l'échantillon même pour de très faibles valeurs de fréquence, d'après la figure 4.28.

4.3.3 Observation du profil thermique

La courbe σ - ε en figure 4.29 représente un essai de traction en déplacement imposé. Les profils spatiaux de la température associés à la charge et à la décharge sont fournis en figures 4.30 et 4.31, respectivement.

La simulation numérique nécessite plus d'incrémentes pour un pilotage en déplacement imposé, du fait du comportement fortement hétérogène. C'est principalement le cas pour les faibles niveaux de fréquences de sollicitation. La courbe obtenue fait état d'une perte de raideur du matériau sur une certaine plage de déformation (cf. figure 4.29). En effet, une augmentation de l'effort, fourni par la machine, n'est plus nécessaire à l'avancée de la transformation. Il peut s'agir d'une diminution locale de la température suite au passage du front de propagation, et donc du pic de température. C'est en tout cas ce que montre le profil thermique donné en figure 4.30.

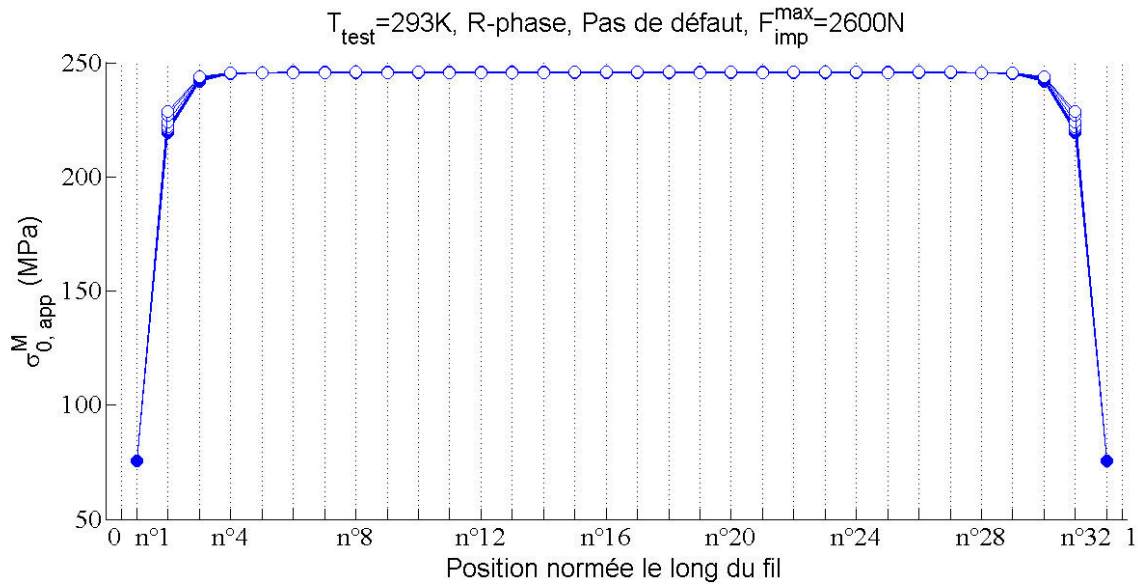


FIGURE 4.28 – Distribution spatiale de la contrainte de début de transformation R-phase apparente en fonction de la fréquence de sollicitation ($T_{test}=293K$)

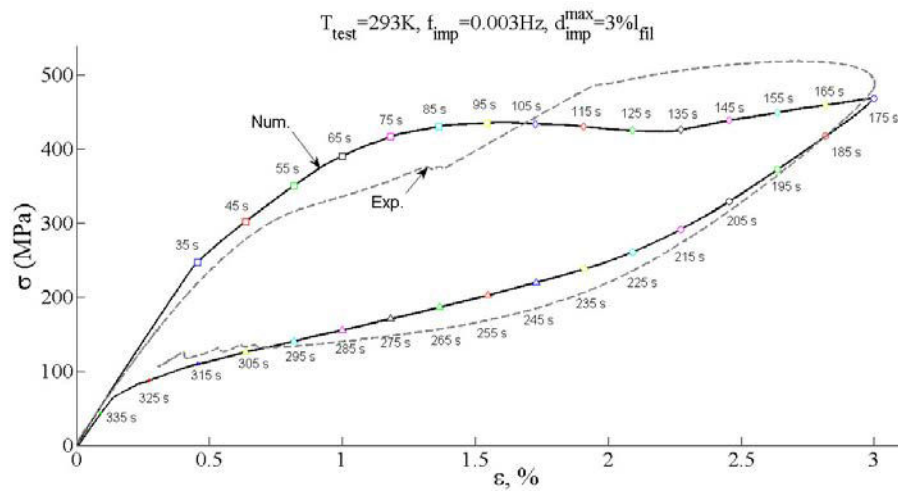


FIGURE 4.29 – Comportement mécanique d'un fil sollicité en traction (suivi de la décharge) à la fréquence de 0.003 Hz, en déplacement imposé jusqu'à la valeur de déformation globale de 3%

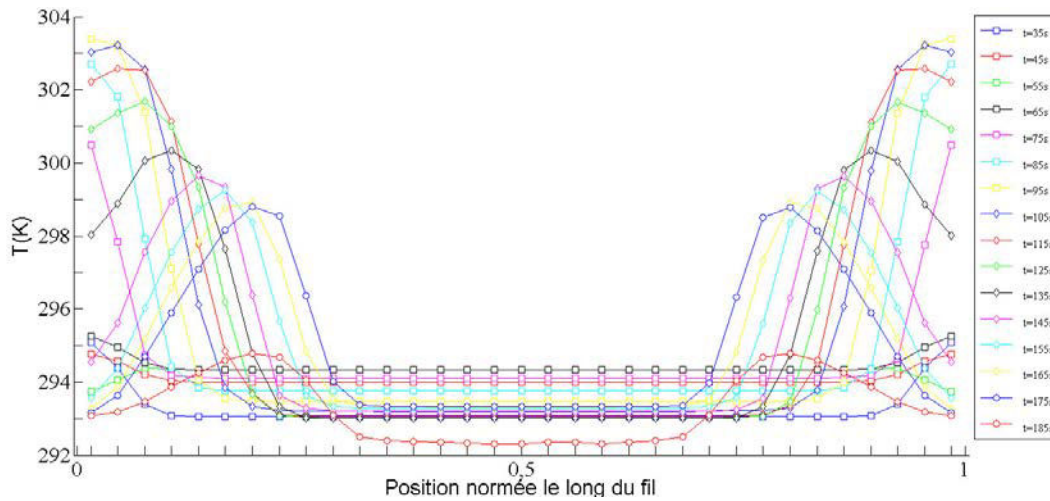


FIGURE 4.30 – Profils thermiques au cours de la charge associée à l'essai de traction en figure 4.29

Sur le plan expérimental, on constate une évolution similaire de la raideur à celle de la simulation numérique. Ainsi, la température encourage la poursuite de la transformation, en diminuant localement.

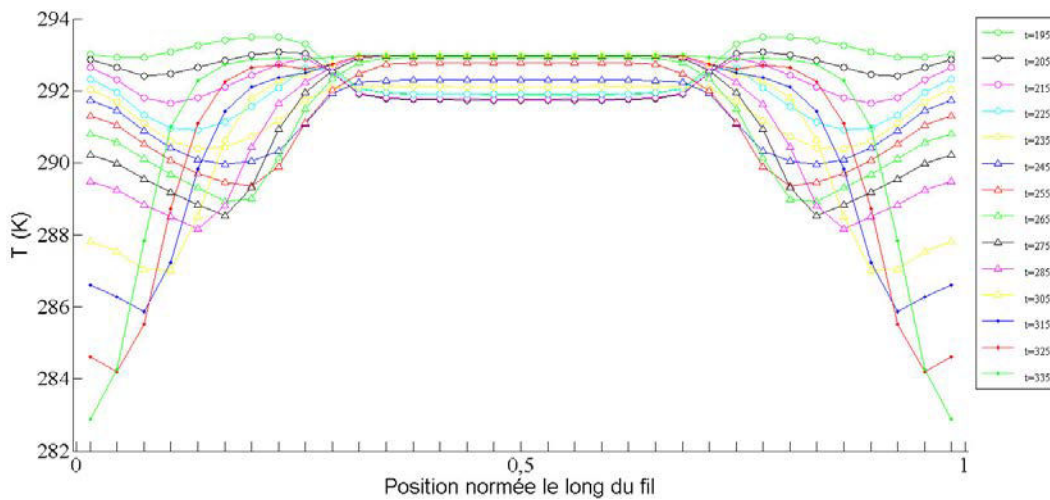


FIGURE 4.31 – Profils thermiques au cours de la décharge associée à l'essai de traction en figure 4.29

D'après la figure 4.30, deux pics de température se propagent depuis les mors sur plus d'un quart de portion du fil, du fait d'une vitesse de sollicitation assez faible et de l'absence de sites favorisant l'initiation au centre du fil. La figure 4.31 montre que le pic parcourt le chemin inverse lors de la décharge, à l'image du front de transformation. La vitesse simulée de $18 \cdot 10^{-5} \text{s}^{-1}$ se situe entre les deux vitesses étudiées expérimentalement. Les niveaux de température se situent aussi entre les valeurs données par les deux essais expérimentaux, ce qui est cohérent. La taille de la portion du fil ayant vu la transformation observée numériquement est équivalente à celle de l'essai n°2 (environ 36%). Mais ce dernier mettait en évidence des fronts initiés au niveau de l'extensomètre, non représenté numériquement. Il est toutefois difficile d'effectuer la comparaison car les conditions

aux limites thermiques sont délicates à représenter numériquement. Par ailleurs, la mise en place de l'extensomètre affecte les comportements thermique et mécanique du fil, expérimentalement.

Cet exemple illustre les possibilités du modèle. Par exemple, celui-ci permet la corrélation entre le comportement thermique et le comportement mécanique du fil à une échelle plus locale.

4.3.4 Prise en compte de défauts structuraux et effets sur la nucléation de transformation

Les profils de distribution des contraintes de début de transformation martensitique ont montré une dépendance vis-à-vis de la vitesse de sollicitation. Ainsi, le matériau devient plus ou moins sensible aux concentrations de contrainte, localisées près d'éventuels défauts, en comparaison des sur-contraintes aux fronts de propagation. On se propose de simuler de tels défauts en injectant des contraintes additionnelles à certains des 32 éléments constituant le fil numérique. C'est ce que suggère l'équation 4.6. L'idée est ensuite de regarder les conséquences sur l'initiation de la transformation martensitique. Ainsi, différentes distributions de défauts sont présentées en figure 4.32.

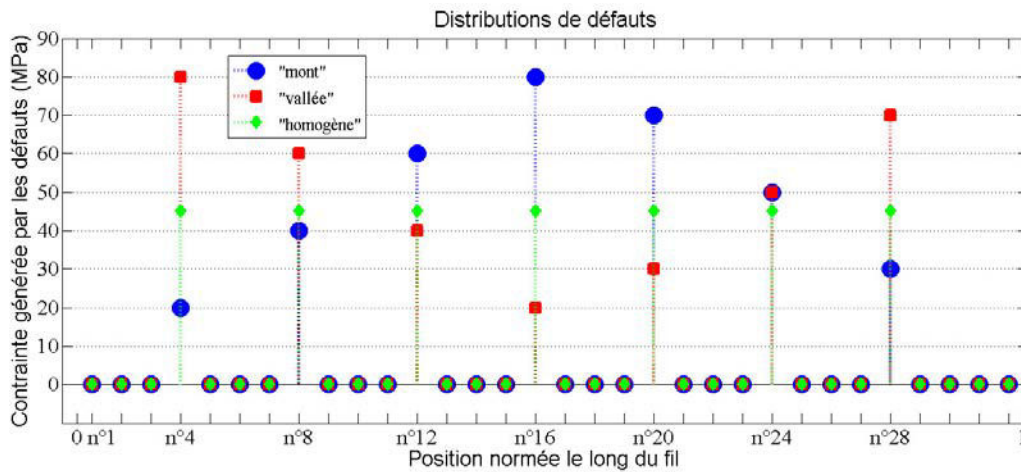


FIGURE 4.32 – Distributions de défauts introduits artificiellement dans le modèle numérique du fil

L'emplacement des défauts ne varie pas, seule l'importance au regard des contraintes induites (qu'on suppose indépendantes de la contrainte nominale exercée sur le fil dans une première approche) est étudiée. La valeur moyenne spatiale des contraintes liées aux défauts est identique d'une distribution à l'autre. Trois profils sont étudiés : une distribution homogène et deux distributions dont les contributions sont "diamétralement opposées". L'objectif est de montrer que des distributions très différentes peuvent avoir un effet similaire sur l'initiation et confirmer les tendances annoncées dans la littérature. Il existe de très nombreuses combinaisons possibles et nous aurions aussi pu regarder l'influence de l'espacement entre les défauts.

Les distributions du seuil de début de transformation martensitique "apparent" pour les distributions de défauts de type "homogène", "mont" et "vallée" sont présentées en figures 4.33, 4.34 et 4.35, respectivement. Comme pour la section précédente, les initiations de front sont indiquées par des symboles "pleins".

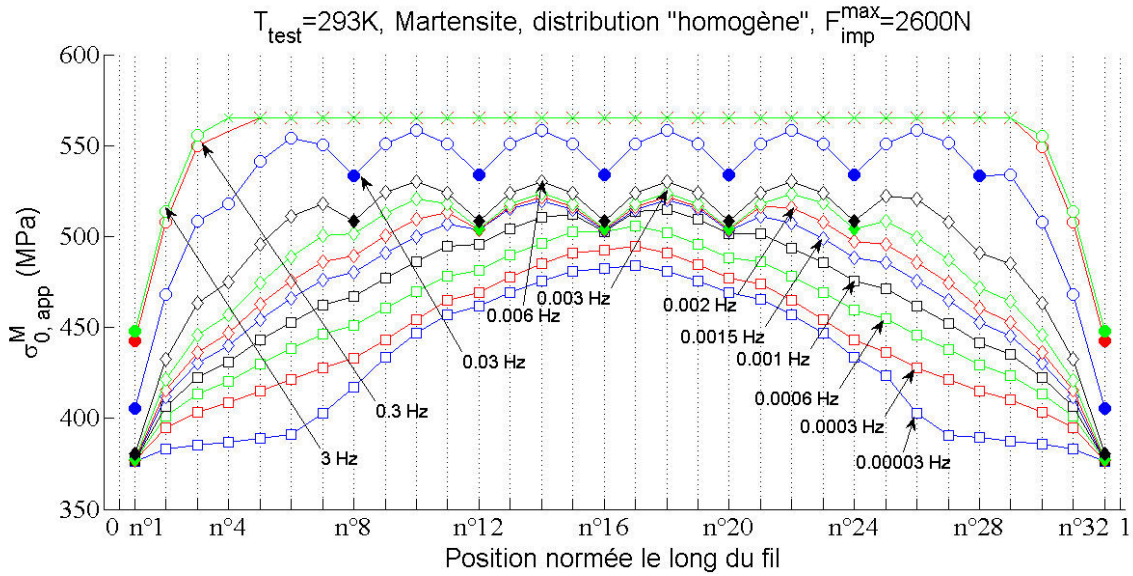


FIGURE 4.33 – Distribution spatiale de la contrainte de début de transformation martensitique "apparente" en fonction de la fréquence de sollicitation ($T_{test}=293K$), pour la distribution de défauts "homogène"

Pour une distribution "homogène" des défauts (cf. figure 4.33), c'est l'"emplacement" du défaut qui prime. Plus celui-ci est loin des mors, moins la sur-contrainte est importante, et plus l'initiation a la possibilité d'être initiée avant l'arrivée du front de propagation parti des mors. En augmentant la vitesse, on "aplatit" le profil "en cloche" observé en l'absence de défaut. Ceci a pour effet de favoriser l'initiation sur une plage du fil plus large. La transformation apparaît quasi instantanément sur tout le "plateau", car seul l'effet relativement faible de conduction de chaleur depuis les mors peut introduire une hétérogénéité dans cette zone.

La distribution "mont" proposée amplifie l'aspect progressif de l'apparition d'évènements à partir du centre (cf. figure 4.34). En effet, la valeur de contrainte forcée par un défaut artificiel est la plus élevée, là où les effets de sur-contrainte sont "naturellement" les plus faibles. En revanche, les défauts proches des mors ont trop peu d'influence, en comparaison des sur-contraintes, pour pouvoir activer le processus de transformation.

La distribution "vallée" rééquilibre le rapport de force entre les "sur-contraintes" de propagation et les contraintes dues aux défauts (cf. figure 4.35). Ainsi, l'évènement apparaît, pour la même fréquence de sollicitation, sur de nombreux sites. Par ailleurs, les défauts relativement influents près des mors ont désormais la possibilité d'initier des fronts de transformation. La figure 4.36 fait la synthèse des précédents résultats en indiquant les sites d'initiation en fonction de la vitesse et de l'emplacement du défaut, potentiellement "déclencheur du processus".

Les courbes données en figure 4.36 montrent que la distribution des défauts a une influence sur la relation entre le nombre de bandes de propagation et la vitesse de sollicitation, ceci quelle que soit cette distribution. En effet, plus la vitesse augmente, plus la température s'oppose à la propagation de transformation. La concentration de contrainte au défaut n'est quant à elle pas défavorable à

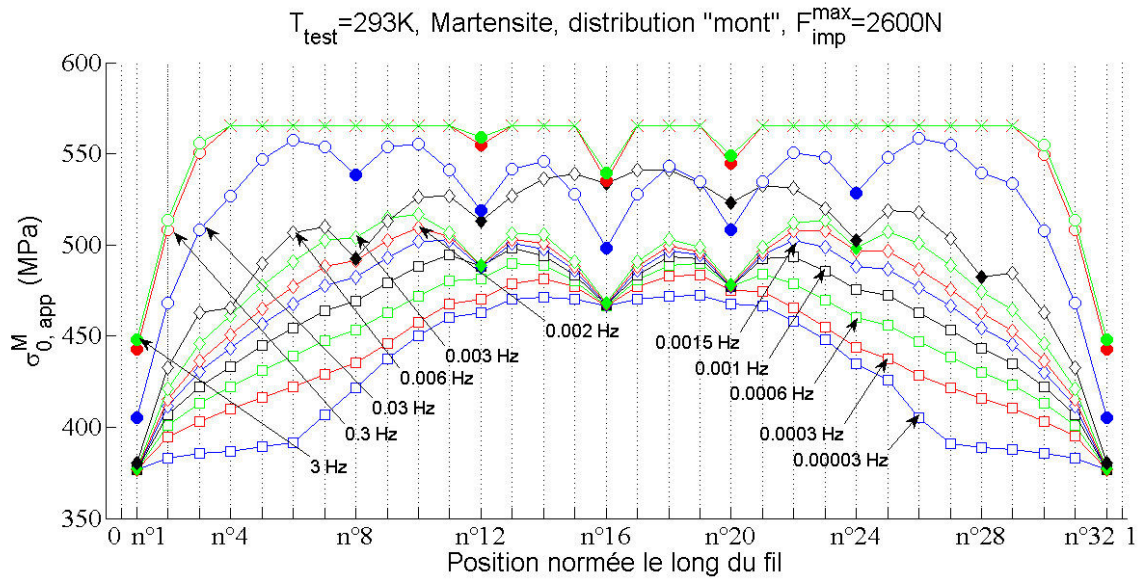


FIGURE 4.34 – Distribution spatiale de la contrainte de début de transformation martensitique "apparente" en fonction de la fréquence de sollicitation ($T_{test}=293K$), pour la distribution de défauts "mont"

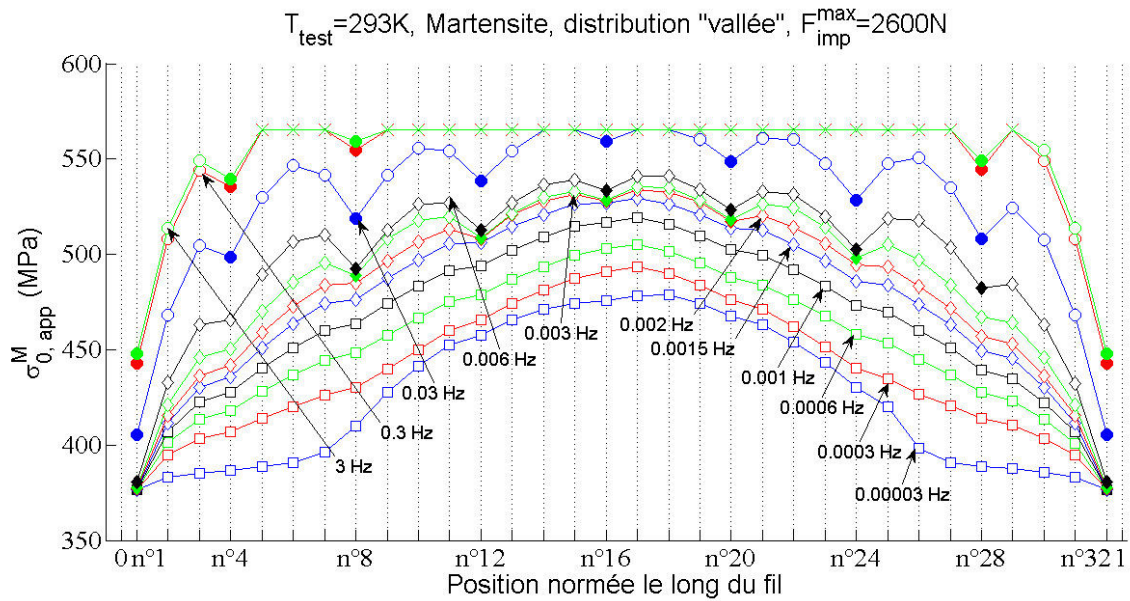


FIGURE 4.35 – Distribution spatiale de la contrainte de début de transformation martensitique "apparente" en fonction de la fréquence de sollicitation ($T_{test}=293K$), pour la distribution de défauts "vallée"

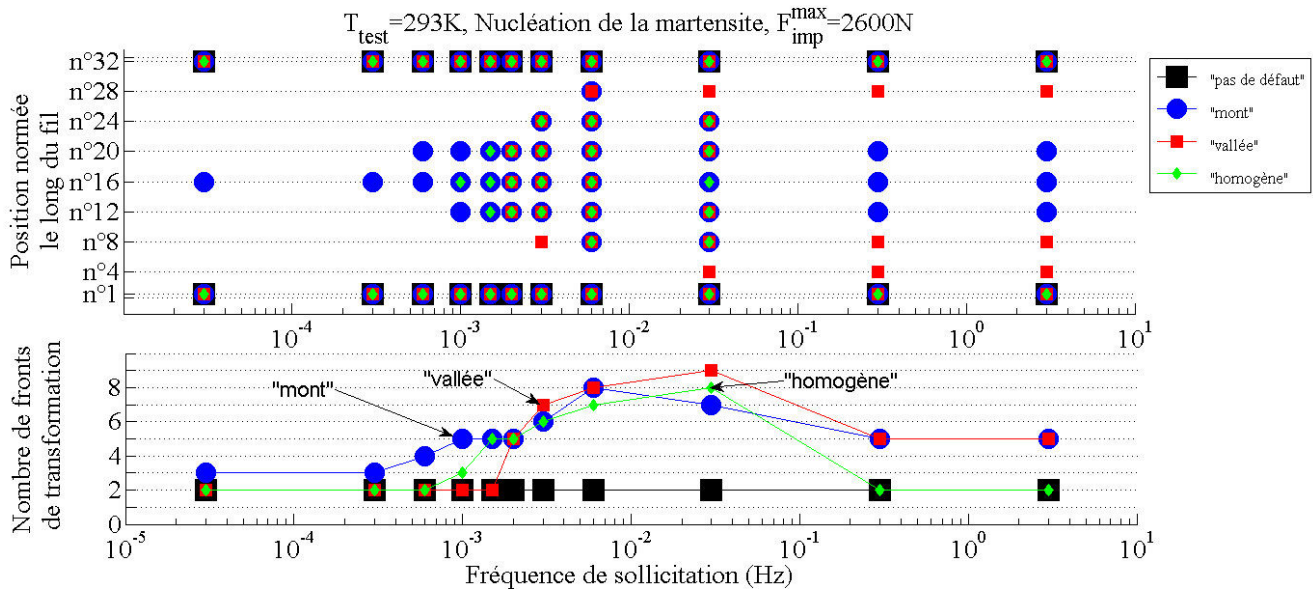


FIGURE 4.36 – Distributions de défauts introduits artificiellement dans le modèle numérique du fil

l'élévation de température. Si le nombre d'initiations semble diminuer pour des valeurs de vitesse plus élevées, c'est que la force maximale est associée à une transformation moins avancée par rapport au cas des plus faibles vitesses. Dans ces cas là, seuls les défauts suffisamment "sévères" pour compenser le pseudo-écrouissage causé par l'élévation de température peuvent être à l'origine de fronts de transformation.

On pourrait aussi montrer qu'après un certain nombre de défauts dans le matériau, certains prennent le dessus sur leurs voisins, selon une "zone d'influence" dépendant de leur différence de "poids", de la distance qui les sépare et des "sur-contraintes" de propagation.

Le fil numérique modélisé contient des défauts nombreux et "sévères", mais on peut se rendre compte que la contrainte de début de transformation en moyenne est finalement peu affectée, comme le montre la figure 4.37 qui complète la figure 4.27.

Il faudrait, en revanche, regarder l'influence des défauts sur la dissipation pour des vitesses importantes. Cet aspect n'est pas traité car nous ferons l'hypothèse d'un fil "idéal" pour la suite de l'approche numérique. Nous traiterons cet aspect dans le chapitre des perspectives où nous aborderons la technique de "localisateur de transformation", dans l'intérêt de l'application. En revanche pour la R-phase, on peut montrer que l'influence des sur-contraintes est négligeable face au rôle joué par les défauts (cf. figure 4.38 dans le cas de la distribution "homogène").

De plus, la propagation est peu probable donc les défauts ont une influence bien plus locale que pour la martensite. La quasi-indépendance de la distribution de $\sigma_{0,app}^R$ (très homogène) vis-à-vis de la vitesse de sollicitation rendait ce résultat prévisible.

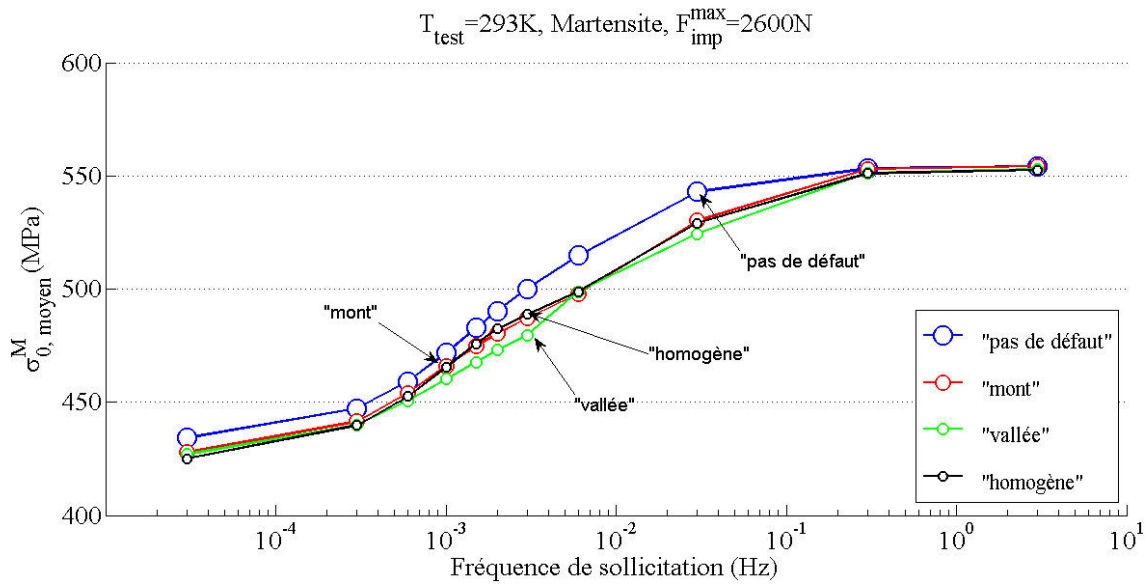


FIGURE 4.37 – Influence de la fréquence de sollicitation et des distributions de défaut sur la contrainte de début de transformation à l'échelle de la "structure" ($T_{\text{test}} = 293\text{K}$)

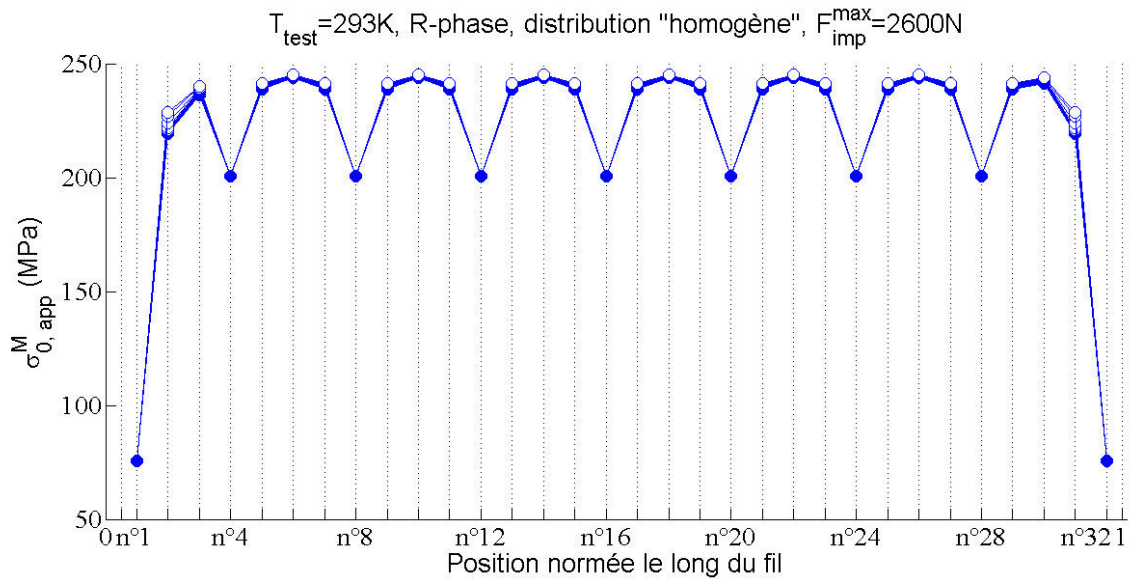


FIGURE 4.38 – Distribution spatiale de la contrainte de début de transformation R-phase apparente en fonction de la fréquence de sollicitation ($T_{\text{test}} = 293\text{K}$), pour la distribution de défauts "homogène"

4.4 Bilan du modèle à l'échelle du fil et perspectives

Cette première approche de simulation de l'effet de localisation dans un fil de NiTi a permis de montrer qu'il est possible, simplement, d'introduire de nombreux phénomènes observés expérimentalement et présentés en chapitre 1. Ainsi, nous avons pu estimer l'ordre de grandeur des sur-contraintes, au niveau du front de transformation martensitique, à l'aide d'un modèle 3D de fil par éléments finis. Nous avons proposé la formulation d'une "contrainte apparente" permettant de réaliser, par éléments finis, l'assemblage numérique d'un fil de NiTi composé de portions élémentaires. Leur comportement en superélasticité a été étudié dans les chapitres 2 et 3. Les nombreuses possibilités du modèle "non-local" en variables internes obtenu ont été présentées. Des restrictions d'ordre pratique nous ont été imposées, compte tenu de l'utilisation à venir de ce modèle, en vue d'une analyse dynamique transitoire. C'est pourquoi le nombre restreint de 32 éléments et une configuration 1D ont été retenus. Par ailleurs, afin d'éviter de nombreux couplages pouvant rendre difficile la compréhension des phénomènes, les sur-contraintes dues à l'hétérogénéité de géométrie de part et d'autre du front de transformation ont été prises indépendantes de la contrainte nominale.

Cette étude a démontré le rôle non négligeable de la température dans l'hétérogénéité de comportement du fil, à l'image de l'interprétation de la propagation du front de transformation proposée par Balandraud [104]. Sans sa prise en compte, la fréquence n'aurait aucune influence sur le profil de distribution spatiale des contraintes "apparentes" de début de transformation et donc sur la contrainte de début de transformation moyenne et le nombre de sites d'initiation. Cela ouvre donc de prometteuses perspectives pour la poursuite des travaux. En introduisant des facteurs de concentration de contrainte, il est possible d'affiner les résultats. Nous pouvons d'ailleurs prédire un nivellement entre les comportements à basse et haute fréquence. En effet, les contraintes observées en configuration quasi-statique sont plus faibles car le pseudo-écrouissage y est plus faible. Par conséquent, les sur-contraintes obtenues sont aussi plus faibles.

A terme, un modèle de comportement plus général pourra être formulé. Ainsi, un modèle 3D permettra de prendre en compte, directement, les effets de la transformation martensitique sur la réduction de section du fil et les effets de concentration de contrainte induits. Cependant, la gestion de quatre surfaces de charge et la réorientation des variantes y seront plus complexes à mettre en œuvre.

Un des objectifs de cette thèse consiste à introduire le modèle ainsi formulé dans un modèle dynamique de câble en vibration. La prise en compte de l'hétérogénéité de transformation martensitique au sein d'un fil de NiTi permet de mieux prédire la dissipation d'énergie à l'échelle du fil. La partie qui suit traite ainsi de l'application Génie Civil. Le chapitre 5 présente le prototype conçu au cours de cette thèse et les essais réalisés sur un câble à grande échelle. On s'assurera ainsi de l'efficacité d'un tel dispositif. Le dernier chapitre (6) consistera à mettre au point le modèle du système "câble+amortisseur", afin de faire le lien entre la réponse dynamique de ce dernier et les phénomènes régissant le comportement des fils de NiTi.

Deuxième partie

Évaluation de l'efficacité d'un dispositif
amortisseur à base d'alliage à mémoire de
forme (NiTi) appliqué à un câble de génie
civil

Chapitre 5

Essais de vibration sur un câble à grande échelle

5.1 Introduction et enjeux

L'objectif du chapitre 5 est de concevoir un dispositif amortisseur constitué de fils de NiTi et d'évaluer son efficacité dans différents cas d'étude. Les infrastructures de l'Ifsttar permettent de simuler des conditions assez proches de l'application finale, à savoir l'installation d'un amortisseur passif au pied d'un hauban ou d'un câble de génie civil. On pourrait aussi étudier l'intégration de fils NiTi en configuration "aiguille" (cf. étude bibliographique en chapitre 1), mais cet aspect n'est pas l'objet du travail réalisé. Une première section permettra de présenter le dispositif conçu lors de la thèse ainsi que le protocole expérimental et les modalités des essais menés. Par la suite, une analyse modale est menée sur les systèmes "câble nu" ou "câble+amortisseur", afin de constituer une base de résultats conséquente. Celle-ci permettra de confronter différentes configurations d'essais entre-elles. L'enjeu de ce chapitre est de comprendre comment se traduit l'apport de l'amortisseur au regard des modes de vibration mis en jeu, selon le lieu d'excitation du câble, et des modes atténués, selon la position de l'amortisseur. A terme, une bonne compréhension du mécanisme servira à améliorer les performances de celui-ci.

On se propose d'étudier l'effet de l'amortisseur le long du câble, à travers l'évolution des paramètres modaux que nous définirons en début de chapitre. Deux campagnes d'essais ont été réalisées. Une première, réalisée en hiver 2010, pour des températures situées entre 0°C et 10°C, avait pour ambition de motiver la poursuite des recherches sur les amortisseurs à base de fils NiTi, selon l'efficacité obtenue. Le protocole d'essai a alors été revu : l'instrumentation a été enrichie par l'ajout de capteurs lors d'une seconde campagne d'essais. Ces nouveaux essais ont eu lieu au printemps 2013, pour des températures comprises entre 15°C et 25°C.

Afin d'introduire les outils numériques nécessaires à l'analyse, on rappelle la relation donnant le déplacement transversal du câble $y(t)$ en oscillations libres, lorsqu'une déviation initiale de forme triangulaire (pour $t < 0$) est relâchée soudainement (à $t = 0$) [15] :

$$y(x, t) = \sum_{n=1}^N A_n(x) \sin\left(\frac{n\pi x}{L}\right) \exp(-2\pi f_n \xi_n t) \sin\left(2\pi f_n \sqrt{1 - \xi_n^2} t + \phi_n\right) \quad (5.1)$$

Avec,

$$A_n(x) = \frac{2d}{\alpha(1-\alpha)n^2\pi^2} \sin(n\pi\alpha) \quad \text{and} \quad \alpha = \frac{L-l}{L} \quad (5.2)$$

Avec, α la longueur normée séparant l'emplacement de la force déviatrice du câble de l'ancrage. L est la longueur du câble. d est l'amplitude de déviation maximale du câble à ($t=0$). Les paramètres sont représentés schématiquement en figure 5.1.

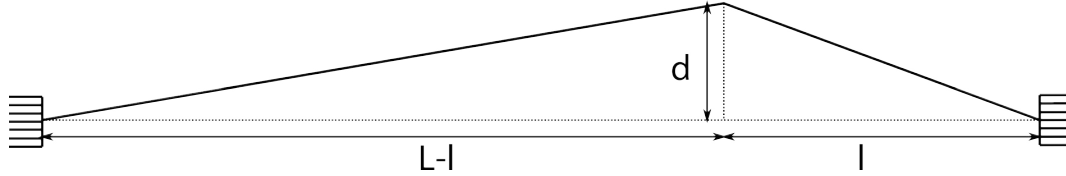


FIGURE 5.1 – schéma du câble dévié "en triangle"

Ainsi, les taux d'amortissement ξ_n , les valeurs de fréquences modales f_n associées aux modes n , les amplitudes modales A_n dans le domaine temporel sont extraits pour une configuration donnée en un point du câble. L'amplitude, A_n , est plus délicate à extraire car elle nécessite un filtrage "passe-bande" idéal, pour ne conserver que le mode considéré sans introduire d'effets de bord. Cette donnée permet néanmoins de donner une idée de la contribution de chacun des modes de vibration. Dans le domaine fréquentiel, l'amplitude des pics du spectre fréquentiel de Fourier, associée à chacun des modes mis en jeu et représentative de leur contribution énergétique, peut être facilement obtenue par l'utilisation d'un algorithme FFT (Fast Fourier Transform).

L'équation 5.1 ne correspond pas tout à fait à la configuration réelle, dont la déformée du câble associée n'est pas triangulaire. Cette différence est due, d'une part, à l'effet du poids propre du câble qui s'oppose à la déviation et, d'autre part, à l'effet de rigidité en flexion du câble lui même. La dernière raison est la nature des liaisons semi-rigides au niveau des ancrages. Les conditions aux limites sont en effet difficiles à identifier. Compte tenu de la longueur importante du câble (50 m), l'effet des ancrages sur la totalité du câble est à modérer. Par ailleurs, l'effet du poids propre influence surtout le comportement du câble "statique" (masse linéique du câble de l'Ifsttar de 16.1 kg.m^{-1}), via la déformée au repos. Lors d'une étude dynamique, un filtrage permet de s'épargner cette difficulté sans affecter les résultats. C'est en fait le déplacement transversal relatif qui est intéressant.

On suppose l'équation conservative 5.1 extensible à la configuration dissipative, suite à l'ajout de l'amortisseur. En revanche, le problème se complexifie car le dispositif amortisseur agit ponctuellement et suit un comportement non-linéaire. Il s'agira donc de vérifier que celui-ci a bien un impact sur le comportement global du câble. Concrètement, l'amortissement relatif à un mode donné devrait dépendre de la portion du câble étudiée, contrairement au cas de la corde où le taux d'amortissement est homogène. Si l'amplitude de vibration du câble nu associée à un mode particulier est discutable, du fait des conditions d'encastrement aux extrémités du câble, l'équation 5.2 est fautive. Les critères d'évaluation d'une configuration doivent donc être traités en chaque position le long du câble et de façon indépendante. L'équation 5.3 met en évidence des paramètres

Lieu de la déviation Lieu d'observation	N° du mode	L/2	L/4	L/6	L/8
L/2	1	0.811 <i>d</i>	0.573 <i>d</i>	0.405 <i>d</i>	0.310 <i>d</i>
	2	0.000 <i>d</i>	0.000 <i>d</i>	0.000 <i>d</i>	0.000 <i>d</i>
L/4	1	0.764 <i>d</i>	0.540 <i>d</i>	0.382 <i>d</i>	0.292 <i>d</i>
	2	0.000 <i>d</i>	0.270 <i>d</i>	0.234 <i>d</i>	0.191 <i>d</i>
L/6	1	0.730 <i>d</i>	0.516 <i>d</i>	0.365 <i>d</i>	0.279 <i>d</i>
	2	0.000 <i>d</i>	0.316 <i>d</i>	0.274 <i>d</i>	0.223 <i>d</i>
L/8	1	0.709 <i>d</i>	0.501 <i>d</i>	0.355 <i>d</i>	0.271 <i>d</i>
	2	0.000 <i>d</i>	0.328 <i>d</i>	0.284 <i>d</i>	0.232 <i>d</i>
L/16	1	0.675 <i>d</i>	0.477 <i>d</i>	0.338 <i>d</i>	0.258 <i>d</i>
	2	0.000 <i>d</i>	0.331 <i>d</i>	0.287 <i>d</i>	0.234 <i>d</i>

TABLE 5.1 – Contribution des modes 1 et 2 en termes d'amplitude (*d* est l'amplitude initiale du câble)

modaux qui caractérisent l'oscillation du signal ainsi que son évolution au cours du temps.

$$y(x, t) = \sum_{n=1}^N A'_n(x) \sin\left(\frac{n\pi x}{L}\right) \exp(-2\xi_n(x)\pi f_n(x)t) \sin\left(2\pi f_n(x)\sqrt{1-\xi_n^2(x)}t + \phi_n(x)\right) \quad (5.3)$$

Ainsi, les paramètres ($f_n(x), \xi_n(x)$ principalement) seront évalués pour différentes valeurs de x : $L/2$, $L/4$ et $L/16$, avec L la longueur du câble entre les ancrages. Afin de se donner une idée de la contribution énergétique des modes mis en jeu sur un câble, selon la configuration d'essai, et pouvoir prédire l'emplacement du dispositif amortisseur en fonction des modes à amortir, le tableau 5.1 présente la valeur $A_{n=1,2}(x=(L/2, L/4, L/16), \alpha=(1/2, 1/4, 1/6, 1/8))$.

5.2 Présentation des essais

5.2.1 Banc de vibration du câble de l'Ifsttar

Les tests expérimentaux ont été réalisés à différentes époques de l'année. Il est nécessaire de mettre au point un système fonctionnant aussi bien l'hiver que l'été mais les conditions météorologiques extérieures comportent de nombreux paramètres (vent, température, soleil, pluie...) que nous ne sommes pas en mesure de contrôler avec nos installations actuelles. Le câble utilisé est placé en permanence dans un banc de vibration et soumis à un effort de traction 1D quasi-constant. On considère ainsi que le câble est soumis à des conditions environnementales identiques à celles des câbles sur ouvrages. Afin d'écarter tout problème d'échelle et puisque les infrastructures de l'Ifsttar (Nantes) le permettent, le spécimen utilisé est un authentique câble de pont de longueur 50 m, ancré de manière classique de façon à exercer une pré-tension d'environ 900 kN conformément aux normes en vigueur.

La tension sera mesurée lors des différents essais, puisque celle-ci agit directement sur la fréquence propre de vibration du câble. Les figures 5.2-a) et 5.2-b) illustrent respectivement le câble en position dans le banc et le dispositif d'encastrement aux ancrages.

Couche n°	Type de fil	Nombre de fils par couche	Diamètre de chaque fil (mm)	Section de chaque fil (mm ²)
1	profilé en Z	39	4.5	16.30
2	profilé en Z	33	4.0	14.00
3	cylindrique	28	3.5	9.62
4	cylindrique Z	23	3.5	9.62
5	cylindrique	17	3.5	9.62
6	cylindrique	12	3.5	9.62
7	cylindrique	6	3.5	9.62
8	âme	1	4.0	12.57

TABLE 5.2 – Caractéristiques du câble



a)



b)

FIGURE 5.2 – a) Câble mis en tension ; b) Dispositif d'encastrement du câble

Une pré-tension axiale est exercée sur le câble à l'aide d'un vérin hydraulique. Une fois la valeur de la force de 900 kN atteinte, le système est maintenu en position par des vis.

Le câble étudié est un câble mono toron multi-couches d'acier, constitué de 159 fils répartis sur 7 couches. Le diamètre apparent est de $\Phi=55.5$ mm, la section théorique de $S=1938$ mm² et la masse linéique de $\mu=16.1$ kg.m⁻¹. La distribution du nombre de fils par couche et leurs caractéristiques sont présentées dans le tableau 5.2. Les fils enroulés en hélice formant la couche extérieures présentent une géométrie "en Z" telle que les fils sont en contact quasi parfait quand le toron est chargé en traction uni-axiale. La rigidité en flexion du câble est difficile à quantifier à partir des propriétés mécaniques et géométriques, compte tenu de sa dépendance vis-à-vis du contact entre les fils et donc du frottement inter-filaire. Cependant, des études ont permis de montrer que la rigidité à la flexion valait environ 66% de la rigidité en flexion d'une poutre de même diamètre apparent et constituée du même matériau [186]. La valeur théorique estimée de la rigidité en flexion du toron est de 90 kN.m². Les principaux paramètres de l'essai sont renseignés dans le tableau 5.3.

Caractéristiques	Diamètre (D) (mm)	Longueur (L) (m)	Masse μ (kg/m)	Position du dispositif amortisseur (m)
Valeurs	55	50.57	16.1	25

TABLE 5.3 – Caractéristiques physiques et géométriques du système "câble+dispositif"

5.2.2 Prototype du dispositif amortisseur

Le dessin du prototype de l'amortisseur est présenté en figure 5.3.

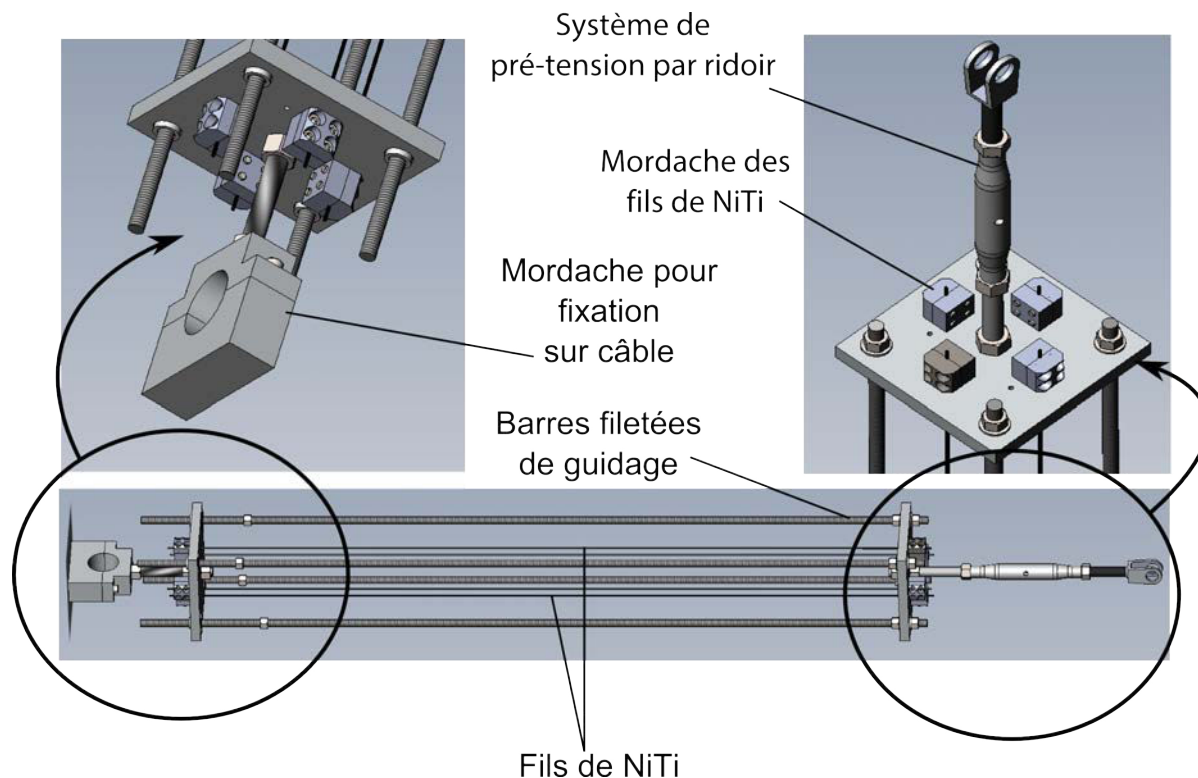


FIGURE 5.3 – Dessin CAO du dispositif

Les essais réalisés à l'Ifsttar mettent en jeu deux fils de NiTi, sollicités simultanément et en parallèle (sur un maximum de quatre fils permis par le dispositif). Le dispositif est encastré au sol d'une part et au câble d'autre part, par l'intermédiaire de deux plaques parallèles. Les fils couissent à travers les plaques, lorsque celles-ci se rapprochent. Dans le sens opposé, les fils sont bloqués par des mors (placés à l'extérieur par rapport aux plaques) dès leur contact avec les plaques. Ainsi, les fils ne peuvent pas entrer en compression et flamber. Cela serait néfaste pour leur tenue mécanique. En revanche, un tel système ne permet l'amortissement que lors d'un demi cycle. Une fois le système mis en place, les fils sont pré-tendus sous un effort axial via un système de ridoirs. Chaque pas de vis induit une augmentation de leur allongement initial. Cette pré-tension a pour effet d'augmenter la contrainte dans le fil à l'état d'équilibre du câble, afin de subir une déformation plus importante pour un déplacement du câble donné, une fois ce dernier mis en mouvement. Le dispositif est présenté en figure 5.4-a) et schématisé en figure 5.4-b).

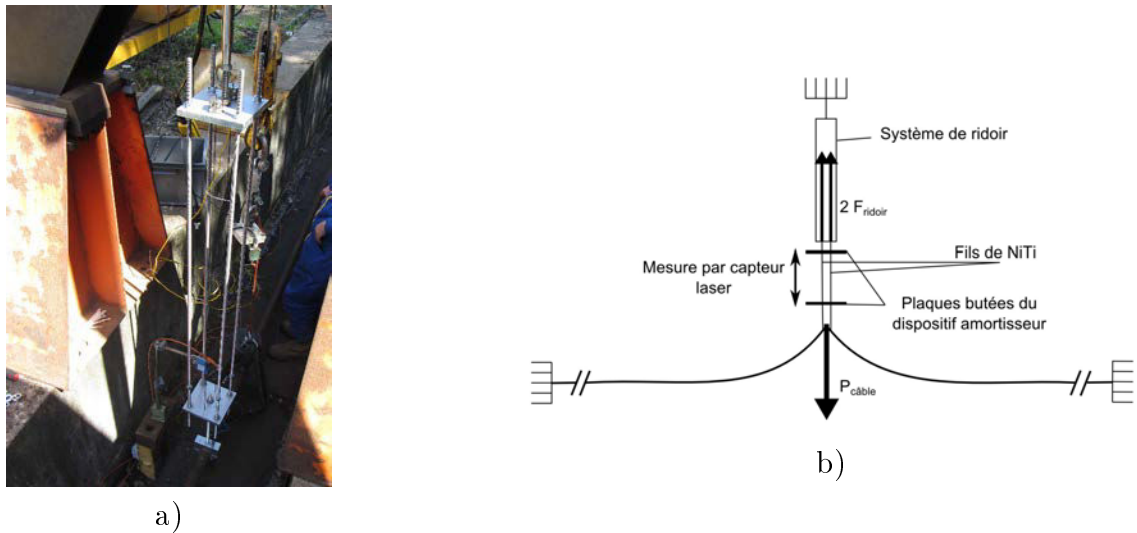


FIGURE 5.4 – a) Dispositif expérimental; b) Schéma de principe du système de ridoirs

D'après la figure 5.4-b), le serrage du ridoir qui permet de soulever la plaque supérieure (fixée au bâti) s'oppose au poids du câble et à sa rigidité en flexion. Ainsi, la mesure de l'allongement relatif en fonction du nombre de tours de ridoir a été estimée expérimentalement, à la température de 15°C environ (cf. figure 5.5). Ainsi, le serrage doit être suffisamment important pour assurer l'activation de la transformation martensitique à haute température, mais suffisamment faible pour éviter de se placer dans le domaine de transformation dès l'état d'équilibre (pré-tension maximale associée, estimée alors à 1%). Quatre tours ont été retenus, afin d'établir un compromis entre une configuration favorable aux conditions estivales (température de 20 à 30°C) et une configuration favorable aux conditions hivernales (température de -10 à 0°C). Cela correspond à environ 0.3%, soit environ 170 MPa, si l'on se trouve initialement dans le domaine d'élasticité de l'austénite.

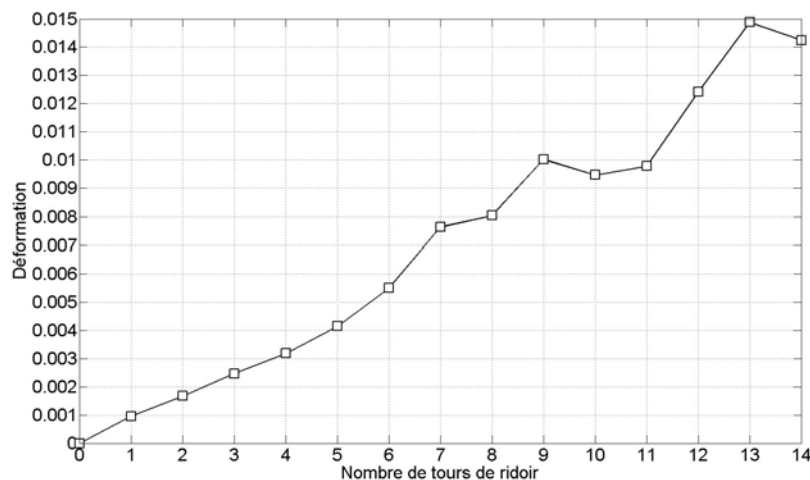


FIGURE 5.5 – Détermination expérimentale de l'allongement du fil en fonction du nombre de tours de ridoir

Le système qui est présenté en détail dans l'article de Dieng *et al.* [19] permet de mettre en jeu la capacité de dissipation des fils de NiTi, en s'assurant de ne pas induire de sources de dissipation

supplémentaires (frictions entre les pièces en contact) ou autre effet d'inertie : on ne souhaite évaluer que la contribution des AMF à l'amortissement du câble. Ainsi, le dispositif complet a été testé en désactivant les fils de NiTi pour démontrer que le comportement dynamique était identique à celui du câble seul. Le moyen de mise en vibration du câble est présenté dans ce qui suit.

5.2.3 Mise en vibration du câble

La mise en vibration est permise par le concours d'un électro-aimant placé entre des élingues et un système de treuil assurant la déviation transversale du câble. La force perpendiculaire à l'axe a été imposée à 2, 3 et 4kN pour chaque configuration d'essai. Un capteur d'effort, placé en série de l'électro-aimant et du treuil, fournit l'évolution de la valeur pour connaître précisément l'amplitude et le temps de lâcher du câble (temps au bout duquel l'effort de déviation a atteint 0N). Une fois l'effort relâché (par désactivation de l'électro-aimant), le câble entre en régime d'oscillations libres. L'amplitude des oscillations est mesurée pendant 60 secondes par différents capteurs laser, placés au dessus de plaques fixées le long du câble. Cela permet de mesurer les déplacements dans le plan de vibration. Lors des essais réalisés en 2010, un capteur laser a été placé au niveau du lieu de déviation du câble, tandis que le second se trouvait au niveau du dispositif amortisseur. En 2013, afin de comparer les configurations en des positions identiques le long du câble, des capteurs laser ont été placés systématiquement à $L/4$ (pour l'observation au niveau du ventre du mode 2) et à $L/16$ (pour une observation relativement proche de l'ancrage du câble, qui est la "zone critique"). Des accéléromètres ont été placés au niveau de la déviation du câble et de l'amortisseur, afin de juger du caractère "local" de l'amortissement. Un troisième accéléromètre a été placé systématiquement à $L/2$, pour fournir la réponse dynamique au ventre du mode de rang 1. Enfin, un capteur laser a permis de mesurer, en temps réel, la distance entre les plaques formant le dispositif AMF (cf. section précédente). On peut en déduire l'évolution de l'allongement du fil, soumis aux efforts de traction durant l'essai. Les figures 5.6-a) et b) représentent respectivement, un capteur laser placé à $L/4$ et l'électro-aimant relié au treuil.

5.2.4 Configurations d'essais

L'électro-aimant et le dispositif amortisseur ont été placés en différentes positions le long du câble et les combinaisons, mises en œuvre lors des deux campagnes d'essais, sont recensées dans les tableaux 5.4 et 5.5. Bien que peu réaliste et extrêmement simplifiée par rapport aux efforts aérodynamiques dus à la combinaison de la pluie et du vent, la mise en vibration par déviation du câble en un point permet d'exciter un (ou plusieurs) mode(s) particulier(s) et ses (leurs) harmoniques. L'objectif est donc de voir comment se comporte le matériau au sein du dispositif pour des configurations relativement simples. L'efficacité du dispositif a été confrontée à celle d'autres amortisseurs, dont l'amortisseur de type "visqueux", actuellement mis en place sur certains ouvrages.

Cas	1	2	3	4	5	7	8	9	10	11
Position AMF	L/2	L/2	L/2	L/8	L/8	L/8	L/16	L/16	L/16	L/16
Position force	L/2	L/4	L/6	L/2	L/4	L/6	L/4	L/6	L/8	L/2

TABLE 5.4 – Configurations d'essais, campagne de l'hiver 2010, T_{test} de 0 à 10°C

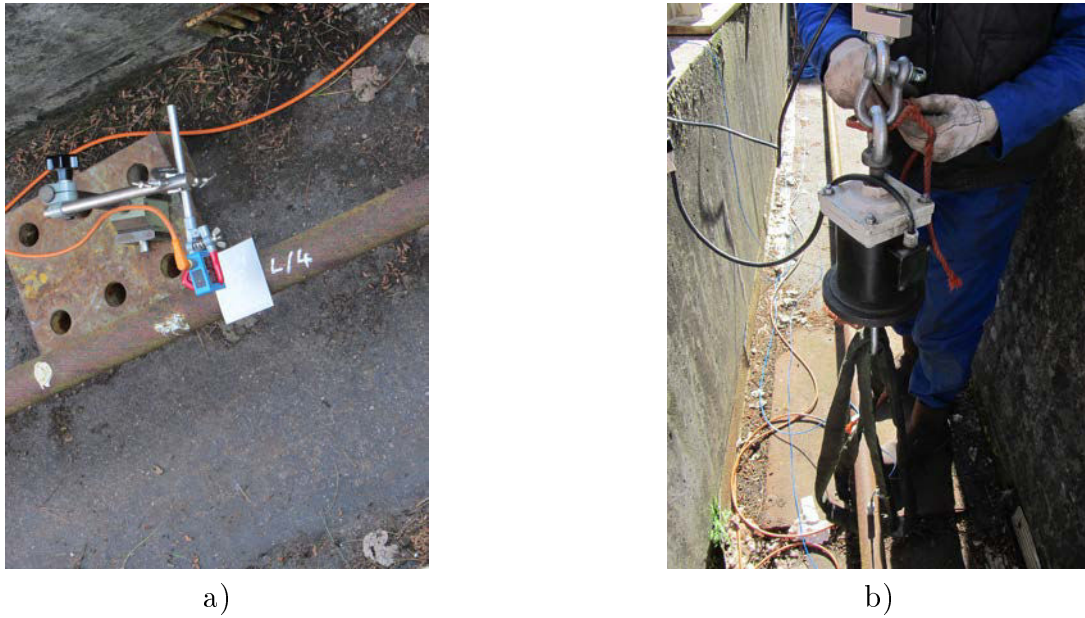


FIGURE 5.6 – a) Capteur laser ; b) Système de déviation/lâcher du câble

Cas	1	2	3	4	5	6	7	8
Position AMF	L/2	L/2	L/2	L/2	L/4	L/4	L/4	L/4
Position force	L/2	L/4	L/6	L/8	L/2	L/4	L/6	L/8
Cas	9	10	11	12	13	14	15	16
Position AMF	L/6	L/6	L/6	L/6	L/16	L/16	L/16	L/16
Position force	L/2	L/4	L/6	L/8	L/2	L/4	L/6	L/8

TABLE 5.5 – Configurations d'essais, campagne du printemps 2013, T_{test} de 15 à 25°C

Afin de comparer de façon rigoureuse les différentes configurations, et compte tenu des observations faites sur la thermo-dépendance des alliages à base de NiTi, la température a été mesurée lors des essais réalisés en 2013. Ainsi, une sonde PT100 a permis de capter la température dans le banc. Deux thermocouples ont suivi l'évolution de la température au niveau d'un des deux fils. L'un a été placé au niveau de l'encastrement, tandis que l'autre a été placé au milieu de ce même fil. Il est donc possible de mettre en évidence l'hétérogénéité du champ de température et donc le caractère hétérogène du comportement du fil instrumenté.

5.2.5 Pré-dimensionnement du dispositif

Les fils d'AMF ont été "éduqués" avant la réalisation des essais, afin d'assurer la stabilisation du comportement cyclique du matériau. L'"éducation" réalisée consiste à solliciter un fil de 10 m de long en tension, à très faible vitesse de déformation. Le chargement est piloté en déformation à une amplitude maximale de 8% et à la fréquence de 0.0056 Hz. La figure 5.7 montre l'évolution du comportement mécanique du fil au cours des 50 premiers cycles. Effectivement, les 50 premiers cycles suffisent pour obtenir une boucle d'hystérésis stabilisée. Le dispositif qui a permis l'éducation d'un tel fil fournit les valeurs en sortie par l'intermédiaire d'un peson et d'un extensomètre. Un fois éduqué, le fil d'AMF ne subit presque plus d'augmentation de la déformation résiduelle. Ainsi,

le fil est sensé conserver ses propriétés intrinsèques lors de la durée de la campagne d'essais.

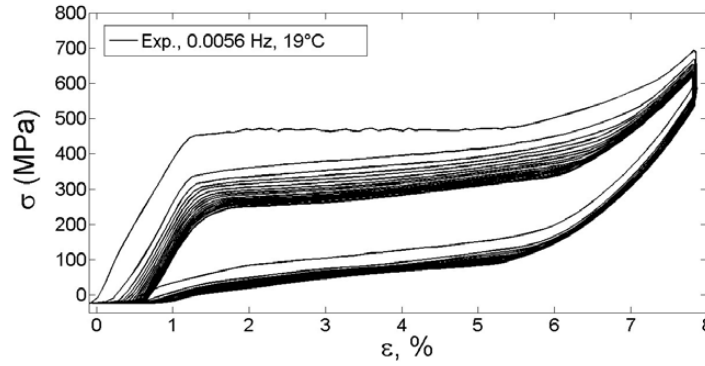


FIGURE 5.7 – Education d'un fil de NiTi et évolution de son comportement mécanique pour une température comprise entre 19 et 24°C

L'utilisation de fils d'AMF au sein d'un dispositif amortisseur de câbles nécessite une bonne tenue en fatigue mécanique. Pour une amplitude de déformation inférieure ou égale à 2% ($\sigma \simeq 200$ MPa, à température ambiante), le nombre de cycles atteint la valeur de quatre millions, d'après la courbe de fatigue donnée en figure 5.8. Ce critère doit donc être pris en compte lors du dimensionnement du dispositif, connaissant l'amplitude maximale des déplacements transversaux du "câble nu".

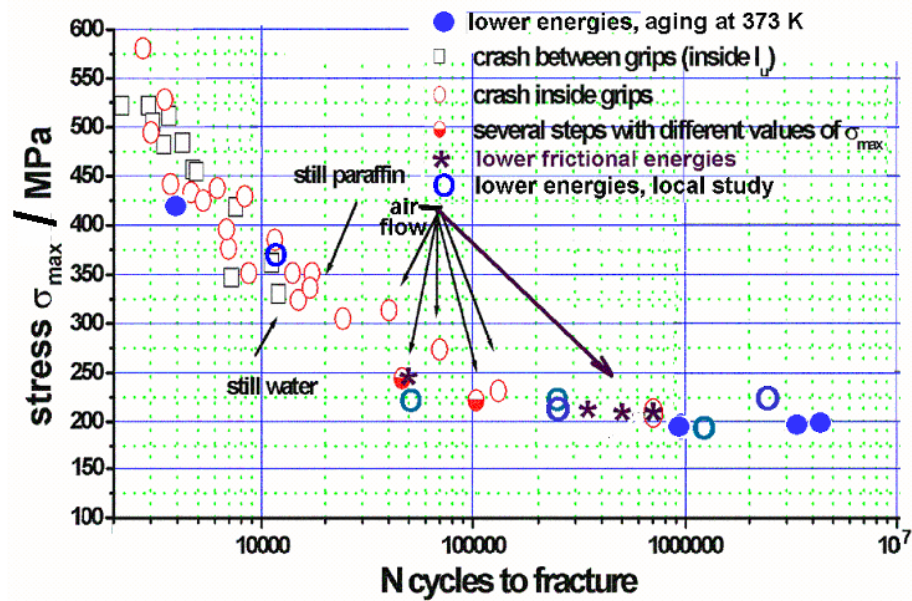


FIGURE 5.8 – Courbe de fatigue de l'alliage NiTi utilisé [187]

D'après Ben Mekki et Auricchio [188], l'amortissement des modes de vibration transversaux augmente lorsque la longueur des fils d'AMF diminue et/ou la section des fils augmente, afin d'optimiser l'énergie dissipée par les fils. Il est donc nécessaire de choisir le bon compromis pour obtenir un dispositif à la fois performant et durable. Afin de calculer la longueur des fils, il faut

donc connaître le déplacement transversal maximal du câble, effectif dans la configuration "sans amortisseur".

La longueur optimale des fils est finalement donnée par l'équation 5.4.

$$L = \frac{|y_{max}|}{\varepsilon_{net}} \quad (5.4)$$

Avec ε_{net} la déformation maximale autorisée pour satisfaire aux critères de tenue en fatigue.

Par ailleurs, l'énergie dissipée dépend aussi de l'aire de la section droite des fils [188]. Le diamètre des fils fournis par le constructeur étant imposé, on fait varier le nombre de fils pour jouer sur la section de l'ensemble, sur laquelle sera exercé l'effort du câble. Selon Ben Mekki et Auricchio, augmenter la section revient à augmenter l'efficacité. Un dispositif à deux fils a été retenu pour satisfaire le compromis entre une dissipation importante et une souplesse du dispositif. On veille effectivement à ne pas introduire de contraintes supplémentaires dans la structure.

5.3 Évaluation de l'efficacité du dispositif

Les paragraphes qui suivent consistent à mettre en évidence, de manière qualitative, l'apport du dispositif sur l'efficacité d'amortissement du câble. Les résultats sont comparés à ceux obtenus par l'apport d'autres types d'amortisseur. Le premier d'entre-eux consiste à utiliser le dispositif dédié aux fils de NiTi en remplaçant ces derniers par des fils d'acier. Le second est un amortisseur visqueux usuel placé sur un portique, posé de part et d'autre du bâti du banc d'essai. Un premier essai consiste à solliciter le câble en son milieu, à l'endroit même où se trouve le dispositif amortisseur. Le but est d'évaluer l'efficacité du dispositif confronté à l'amplitude de sollicitation optimale. Le second intérêt de cette configuration, relativement simple, est que seuls les modes de rang impair soient mis en jeu ($L/2$ étant un nœud commun à tous les modes de rang pair, d'après la figure 5.9). Le second essai consiste à décaler la force de déviation à $L/4$, ventre du mode 2, pour étudier les conséquences de l'apport local de raideur par le dispositif sur l'introduction de nouveaux modes (pairs, ici). En effet, un dispositif infiniment rigide ferait office de point dur (nœud), "équivalent" à l'extrémité d'une portion du câble (cf. schéma en figure 5.13). Le mouvement de la portion ainsi créée est totalement libre. En ajoutant un dispositif amortisseur, il faut veiller à ne pas engendrer de phénomènes plus problématiques encore. Dans chaque configuration et pour chaque dispositif, on étudie le déplacement transversal du câble en $L/2$, $L/4$ et $L/16$ et on trace le spectre fréquentiel de Fourier associé. Avant toute chose, précisons que seul le dispositif "visqueux" permet de fonctionner quel que soit le sens de vibration du câble, de par sa conception. Cette remarque permet de relativiser les résultats suivants.

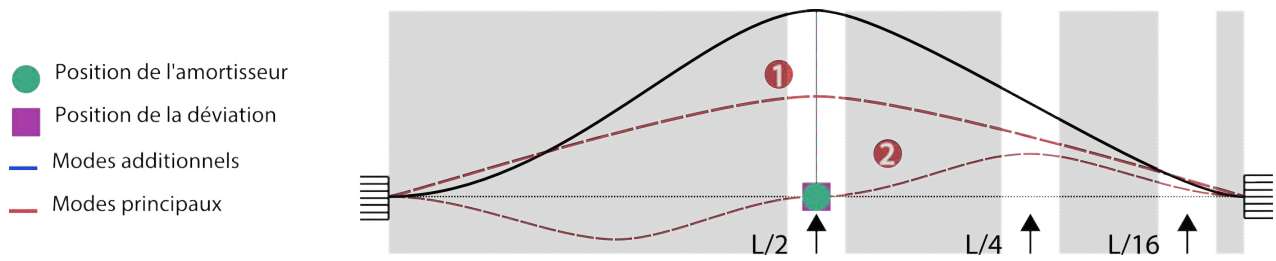


FIGURE 5.9 – Représentation des modes principaux pour l'amortisseur placé à $L/2$, la déviation à $L/2$

Les figures 5.10, 5.11, 5.12 décrivent l'apport respectif des dispositifs "fils d'acier", "visqueux" et "fils de NiTi", dans la configuration où l'amortisseur et la déviation du câble sont placés en $L/2$. Il est difficile de s'assurer que le dispositif et la force de déviation du câble soient effectivement placés à $L/2$. Il se peut donc que les modes de rang pair soient observés, comme en figure 5.10-b).

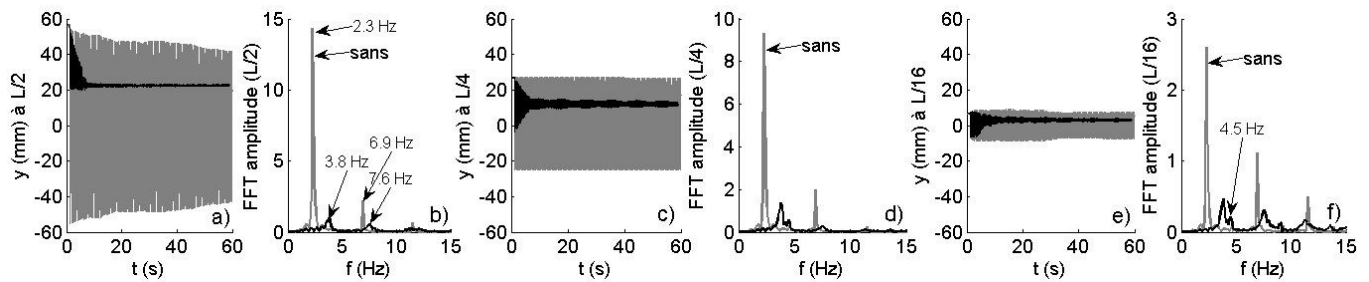


FIGURE 5.10 – Amortisseur avec fils d'acier, force à $L/2$, dispositif à $L/2$: a) déplacement du câble à $L/2$; b) spectre fréquentiel de Fourier à $L/2$; c) déplacement du câble à $L/4$; d) spectre fréquentiel de Fourier à $L/4$; e) déplacement du câble à $L/16$; f) spectre fréquentiel de Fourier à $L/16$

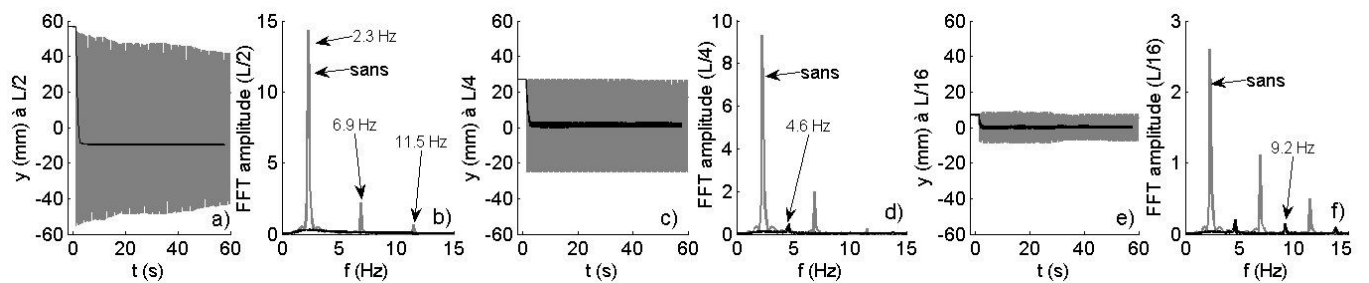


FIGURE 5.11 – Amortisseur "visqueux", force à $L/2$, dispositif à $L/2$: a) déplacement du câble à $L/2$; b) spectre fréquentiel de Fourier à $L/2$; c) déplacement du câble à $L/4$; d) spectre fréquentiel de Fourier à $L/4$; e) déplacement du câble à $L/16$; f) spectre fréquentiel de Fourier à $L/16$

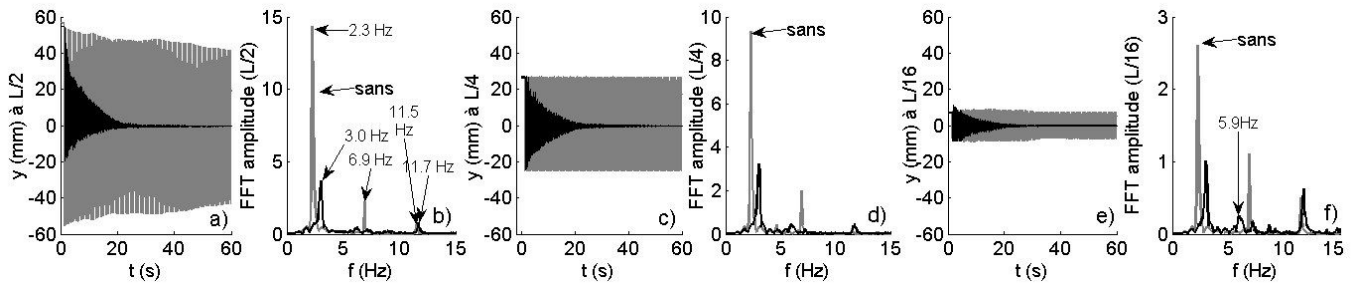


FIGURE 5.12 – Amortisseur avec fils d'AMF, force à $L/2$, dispositif à $L/2$: a) déplacement du câble à $L/2$; b) spectre fréquentiel de Fourier à $L/2$; c) déplacement du câble à $L/4$; d) spectre fréquentiel de Fourier à $L/4$; e) déplacement du câble à $L/16$; f) spectre fréquentiel de Fourier à $L/16$

Quel que soit le dispositif utilisé et le lieu d'observation, les amplitudes des oscillations du câble sont très fortement atténuées par rapport à celles du "câble nu" en régime d'oscillations libres, d'après les figures 5.10, 5.11 et 5.12. D'une part, l'amplitude de la première sollicitation est fortement diminuée. D'autre part, la diminution d'amplitude au cours des cycles est plus rapide. Le spectre fréquentiel permet de décomposer un signal en différentes contributions pour mieux comprendre le phénomène. Avant de les étudier, notons que l'amortissement observé à $L/2$, consécutif à la mise en place de l'amortisseur "visqueux", est si fort que le signal obtenu ne décrit pas un régime oscillatoire (amortissement critique). Ainsi, il ne fournit pas un spectre fréquentiel satisfaisant. Par ailleurs, le mode 1 (et le mode 3, dans une moindre mesure) est principalement affecté comme le montrent les différents spectres de Fourier. On observe à la fois une diminution de l'amplitude du pic associé à la première fréquence et un décalage vers les hautes fréquences. Ainsi, le dispositif amortit principalement le premier mode de vibration, comme le prévoyait le schéma en figure 5.9, et augmente la raideur du système global. Ponctuellement le long du câble, on peut s'appuyer (avec précaution) sur l'équation liant la rigidité à la flexion et la fréquence propre du système. En effet, le dispositif agit localement et possède un comportement non-linéaire. Les dispositifs "visqueux" et "fils d'acier" induisent un décalage significatif des premiers pics en comparaison du dispositif "fils de NiTi". Ils apportent une plus forte raideur que le dispositif à base de NiTi. Par ailleurs, ce dernier est celui qui affecte le moins la position d'équilibre du câble. On rappelle que l'ajout d'un dispositif n'a pas vocation à modifier l'état du système à amortir.

La configuration qui suit se propose de montrer la conséquence de la raideur apportée au système sur l'ajout de modes supplémentaires, c'est-à-dire ceux qui sont créés ou "encouragés" par la mise en place d'un dispositif (cf. schéma en figure 5.13). Les figures 5.14, 5.15, 5.16 décrivent l'apport respectif des dispositifs "fils d'acier", "visqueux" et "fils de NiTi", dans la configuration où l'amortisseur est placé à $L/2$ et la force de déviation décalée à $L/4$.

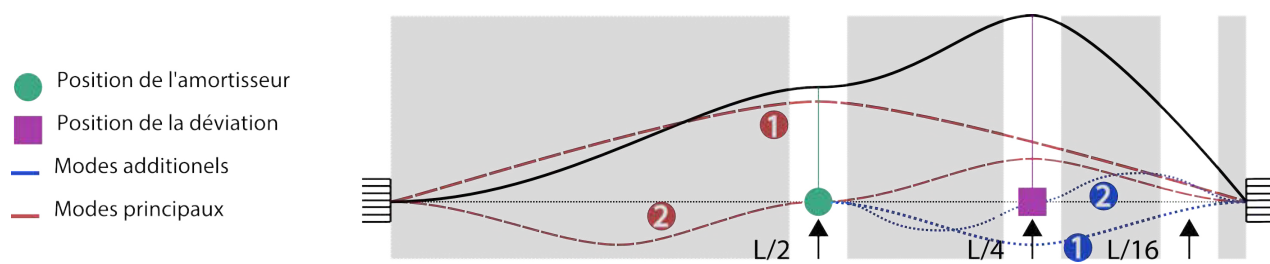


FIGURE 5.13 – Représentation des modes principaux pour l'amortisseur placé à $L/2$, la déviation à $L/4$

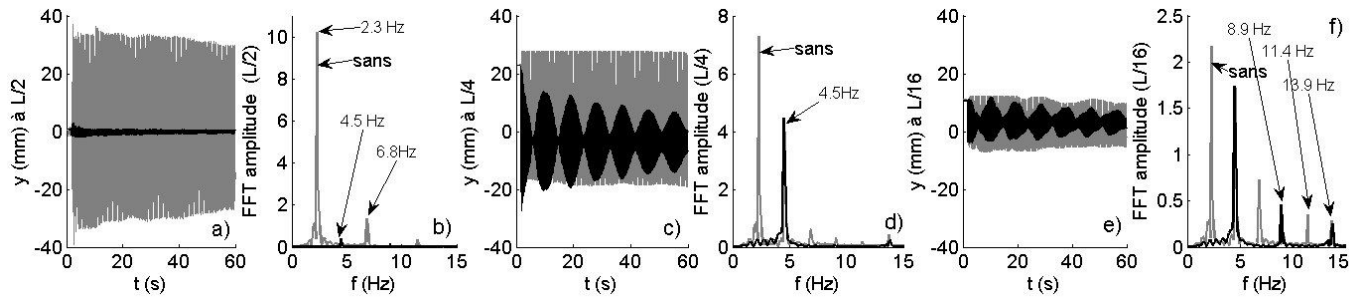


FIGURE 5.14 – Amortisseur avec fils d'acier, force à $L/4$, dispositif à $L/2$: a) déplacement du câble à $L/2$; b) spectre fréquentiel de Fourier à $L/2$; c) déplacement du câble à $L/4$; d) spectre fréquentiel de Fourier à $L/4$; e) déplacement du câble à $L/16$; f) spectre fréquentiel de Fourier à $L/16$

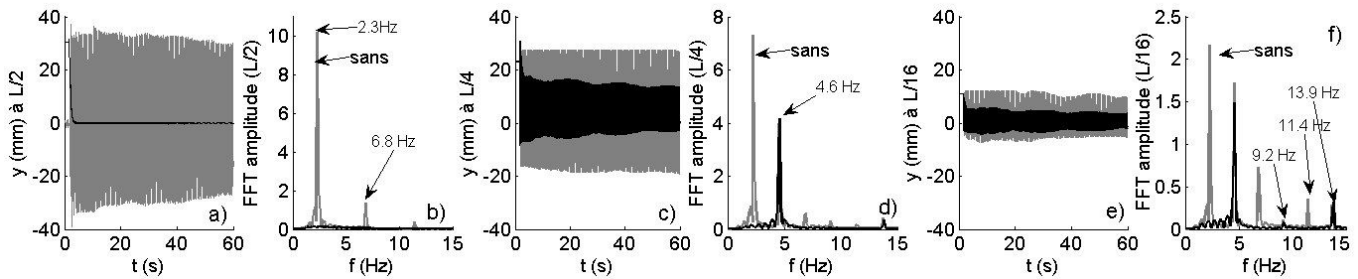


FIGURE 5.15 – Amortisseur "visqueux", force à $L/4$, dispositif à $L/2$: a) déplacement du câble à $L/2$; b) spectre fréquentiel de Fourier à $L/2$; c) déplacement du câble à $L/4$; d) spectre fréquentiel de Fourier à $L/4$; e) déplacement du câble à $L/16$; f) spectre fréquentiel de Fourier à $L/16$

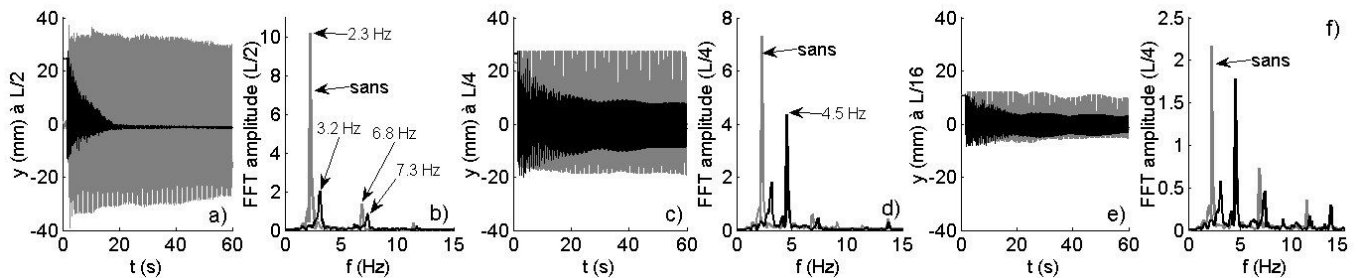


FIGURE 5.16 – Amortisseur avec fils d'AMF, force à $L/4$, dispositif à $L/2$: a) déplacement du câble à $L/2$; b) spectre fréquentiel de Fourier à $L/2$; c) déplacement du câble à $L/4$; d) spectre fréquentiel de Fourier à $L/4$; e) déplacement du câble à $L/16$; f) spectre fréquentiel de Fourier à $L/16$

Le mode 1 étant très sollicité, même en excitant le câble à $L/4$ (cf. tableau 5.1), il est normal de retrouver une bonne efficacité d'amortissement de celui-ci par l'ensemble des dispositifs étudiés. Le déplacement du câble est donc en partie atténué. Concernant le mode 2, la valeur de la fréquence associée est de 4.5 Hz pour l'ensemble des dispositifs, soit la valeur de la fréquence du premier

mode additionnel représenté en figure 5.13, du fait d'une forte augmentation locale de la raideur (cf. figures 5.14, 5.15 et 5.16).

On peut dresser deux constats intéressants. Premièrement, les signaux associés au dispositif "fils d'acier" observés en $L/4$ et $L/16$ (cf. figure 5.14) mettent en évidence des paquets d'onde. Il s'agit concrètement d'une oscillation dont l'amplitude diminue puis s'auto-entretient. Il est donc difficile de savoir si l'oscillation va effectivement s'arrêter. Deuxièmement, la mise en œuvre des essais a permis de mettre en application les inconvénients des dispositifs "fils d'acier" et "visqueux". Ils justifient aussi l'introduction de nouveaux dispositifs moins raides, tels que ceux proposés dans cette thèse. Ceux-ci ne peuvent pas se représenter sous forme de courbes. Lors de l'amortissement, les portiques permettant l'installation des dispositifs ont vibré assez violemment malgré leur poids. Les efforts du câble ont été transmis au "bâti" du fait de la rigidité de la liaison "bâti-câble". Dans le cas des "fils d'acier", cela peut s'expliquer par un module d'élasticité élevé et par une faible capacité dissipative intrinsèque (à moins d'endommager le matériau). Dans le cas du dispositif "visqueux", il peut s'agir d'un blocage du dispositif pour certaines vitesses de déplacement du câble, compte-tenu de la forte viscosité du fluide. Par ailleurs, le système de déviation du câble a pu provoquer le soulèvement du portique en cas de trop fortes vitesses de déviation. Ainsi, nous ne sommes pas en mesure de dire que les seuls dispositifs ont joué un rôle dans l'amortissement. En supposant que les portiques aient pu être fixés au sol, de fortes contraintes mécaniques auraient été inévitablement transmises vers les ancrages. Aucun phénomène de ce genre n'a pu être observé pour le dispositif à base de fils de NiTi. Ainsi, ce dernier offre de réels intérêts, en dépit de son efficacité inférieure par rapport à celle des autres dispositifs.

On se propose, dans la suite de cette section, d'évaluer quantitativement le pouvoir amortissant du dispositif à base de fils de NiTi. Ainsi, nous disposerons de moyens de comparaison des résultats, en différents points le long du câble ou entre différentes configurations d'essais. Le taux d'amortissement ξ_n , propre à un mode considéré de rang n et à une position particulière le long du câble, est calculé d'après la méthode du décrétement logarithmique. Cette méthode qui est à la fois la plus simple et la plus performante selon nous, provient de la loi de déplacement du câble, donnée par l'équation 5.3. Celle-ci est supposée valable uniquement à l'échelle locale. Nous avons montré, au cours de la partie précédente, l'intérêt de travailler dans les domaines de déformation où le comportement du matériau n'est plus élastique. Selon les processus physiques mis en jeu au sein de l'alliage de NiTi, le pouvoir amortissant (par extension, le taux d'amortissement) peut être vu comme dépendant du temps. Dans un premier temps, nous tenterons de "fenêtrer" l'évolution du taux d'amortissement. Nous pourrions donc éventuellement faire le lien entre les plages de changement de phases et les zones de travail du dispositif.

Trois plages d'efficacité sont attendues au cours de l'amortissement du câble. La première plage, que nous numéroteurons "0", joue clairement un rôle sur plusieurs oscillations. Celle-ci est supposée directement liée à la transformation martensitique. Cette dernière est cependant assez délicate à déterminer. Nous ne la prendrons en compte qu'après s'être assurés qu'il ne s'agit pas là d'un simple effet de bord, apparu lors du filtrage numérique. Le filtrage détériore les "extrémités" d'un signal, d'autant plus que la précision du filtre retenue est élevée. Obtenir un bon compromis, entre l'atténuation des effets de bord et un filtrage capable d'extraire rigoureusement un mode particulier du signal, nécessite de prendre certaines précautions. Parfois, la plage "0" est omise et implicite-

ment prise en compte au sein de la plage consécutive, que l'on numérottera "1". Celle-ci devrait être liée logiquement à la transformation R-phase, qui est effectivement la phase intermédiaire à température ambiante. Enfin, on s'attend à ce que la plage "2" représente la domaine austénitique, dont le pouvoir amortissant est le plus faible.

On rappelle que la littérature évalue à plus de 80% les cas de mise en vibration des câbles dus à la combinaison du vent et de la pluie. Les modes alors excités sont majoritairement les modes 1 puis 2 (voire le mode 3, bien plus difficile à traiter dans les essais suivants). Les graphiques, présentés dans ce chapitre, fournissent ainsi le taux d'amortissement $\xi_{n=1,2}(x = L/2, L/4, L/16)$. Nous situerons les valeurs obtenues par rapport à celles déduites du critère sur le nombre de Scrouton S_{co} (> 10) : $\xi_{I_{fstar}} > 0.23\%$ et $\xi_{recommandation} > 0.7\%$. La fréquence moyenne identifiée sur le spectre de Fourier portant sur le signal total, la durée des plages d'amortissement, la force de déviation initiale du câble et la température du fil prise en deux points sont indiquées directement sur les graphiques. La valeur de la fréquence moyennée occulte certaines informations intéressantes. Elle ne permet pas de traduire l'évolution de la fréquence au cours du temps, qui permet de fournir une image de l'évolution de la raideur du matériau faisant office de dispositif amortisseur. Nous introduirons alors la transformée de Wigner-Ville dans la section 5.4, dont l'enjeu sera d'expliquer les phénomènes associés aux 3 plages d'amortissement.

5.3.1 Configuration "amortisseur et force déviatrice à L/2"

D'après le schéma représenté en figure 5.9, la déviation du câble ne permet pas ici de mettre en action les modes de rang pair. Ainsi, il est difficile d'étudier d'autres modes que le premier. Les résultats associés sont présentés en figure 5.17. Si l'on tente de capter des modes très peu actifs sur le plan énergétique, le filtrage détériore grandement le signal donnant leur contribution. Le calcul du poids des modes, déduit de l'équation de mouvement du câble, prévoit un rapport de 9 environ entre les modes 1 et 3 en L/2 et L/4 et de 3 environ en L/16.

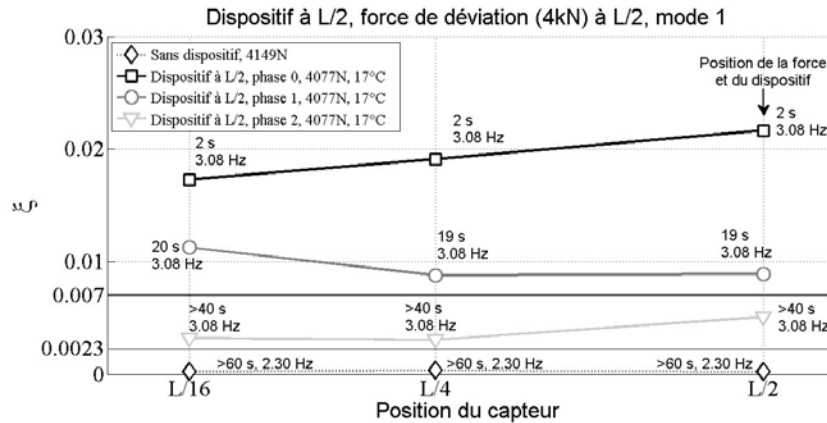


FIGURE 5.17 – Amortisseur placé à L/2, déviation à L/2 (force de 4kN), mode 1

Le mode 1 (cf. figure 5.17) est affecté de façon homogène sur la longueur du câble. Cela traduit un effet global sur le câble. On observe tout de même une efficacité légèrement supérieure à proximité du dispositif. La longueur importante du câble, ainsi que sa mobilité loin des mors, contribuent à "encourager" d'éventuels effets de "localisation". Cependant, la durée des plages

d'efficacité de l'amortisseur est relativement homogène le long du câble. Ce résultat est cohérent avec le fait que les changements de plages soient directement liés au comportement du matériau intégré dans l'amortisseur. La dernière plage d'amortissement, supposée liée au domaine austénitique et donc *a priori* très faiblement dissipative, est de 10 à 20 fois plus efficace par rapport au pouvoir amortissant intrinsèque du câble. On relève un rapport de 100 avec la plage "0" et 40 avec la plage "1". La fréquence moyenne au cours de l'essai est indépendante de l'emplacement étudié. Du fait d'un fort taux d'amortissement, on ne considère pas l'augmentation de la fréquence par rapport à la valeur de la configuration "câble nu" comme un paramètre défavorable à la tenue du câble dans le temps. Il est certain que le nombre de cycles subis sera supérieur dans un temps donné.

5.3.2 Configuration "amortisseur à $L/2$ et force déviatrice à $L/4$ "

La configuration proposée en figure 5.13 est la plus défavorable au regard du mode 2. L'emplacement de l'amortisseur retenu ne permet pas d'agir sur les modes de rang pair alors que le principal d'entre-eux, le mode 2, est excité au niveau du ventre. L'amplitude du mode 2 vaut (en théorie) près de la moitié de celle du mode 1, en $L/4$. Ici, l'effet du dispositif sur les modes 1 et 2 est étudié en figures 5.18 et 5.19, respectivement. Les essais ont été effectués deux fois et présentent une très bonne reproductibilité.

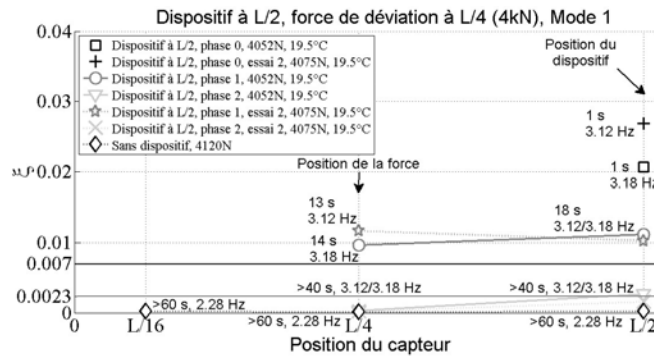


FIGURE 5.18 – Amortisseur placé à $L/2$, déviation à $L/4$ (force de 4kN), mode 1

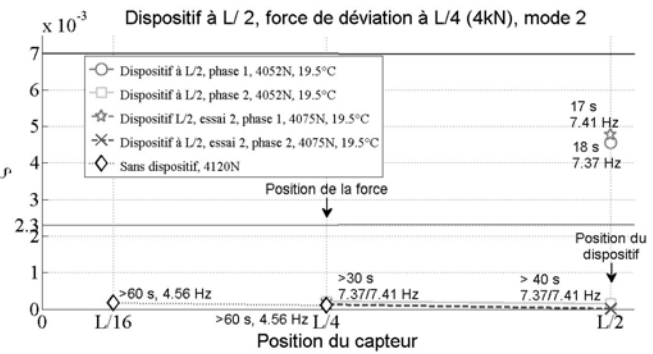


FIGURE 5.19 – Amortisseur placé à $L/2$, déviation à $L/4$ (force de 4kN), mode 2

L'amortissement associé au mode 1 reste très intéressant (figure 5.18). L'amortissement est légèrement plus fort que dans le cas précédent lors de la phase "0", mais est d'une durée plus courte que dans la configuration précédente et ne se manifeste qu'en $L/2$. On retrouve les mêmes ordres de grandeur que pour la configuration précédente, d'une plage d'efficacité à l'autre. L'effet apparaît plus localisé ici et l'amortisseur agit comme un "support" ou "point dur". Cela se traduit effectivement par une plus forte augmentation de la fréquence par rapport à la configuration précédente (3.12 à 3.18 Hz contre 3.08 Hz). L'effet global semble donc moins important, lorsque l'on s'éloigne du ventre du mode directement visé par la position de l'amortisseur. La phase "0" est d'autant plus facile à capter que l'amplitude initiale est grande. Le signal filtré sera ainsi moins détérioré. Cela explique peut-être pourquoi celui-ci n'est visible qu'à $L/2$ pour le mode 1 (figure 5.18).

Concernant le mode 2 (traité en figure 5.19), le pouvoir d'amortissement associé est bien plus faible, soit du même ordre de grandeur que pour le câble nu. Au niveau de l'emplacement de l'amortisseur, le mode 2 est néanmoins capté et dispose d'un taux d'amortissement relativement élevé (probablement associé au domaine élastique austénitique). En effet, l'amortisseur ne se situe pas exactement au niveau du ventre du mode 2. Comme pour le mode 1, on constate que si l'amortisseur agit là où la contribution d'un mode est très faible, l'effet est très local. L'allure du mode 2 est en fait décalée par rapport à sa position initiale le long du câble. On peut aussi supposer que l'efficacité locale est en fait due à une réduction de la mobilité en flexion, moins néfaste en terme de contraintes qu'au niveau des encastrement cependant. Le mode 2 est affecté au niveau de la fréquence puisque la valeur prend celle de la première harmonique du mode 1 (7.41 Hz contre 4.56 Hz pour le mode 2 associée au câble nu, par augmentation locale de la raideur). On ne peut donc pas à proprement parler d'un mode additionnel (cf. schéma en figure 5.13), contrairement aux configurations mettant en œuvre les autres dispositifs amortisseurs. Le lecteur est renvoyé aux spectres de Fourier en figure 5.14 et 5.15, dont le deuxième mode n'était pratiquement pas affecté par les dispositifs du fait de la raideur importante du dispositif.

5.3.3 Configuration "amortisseur à $L/4$ et force déviatrice à $L/2$ "

L'étude porte désormais sur l'effet du positionnement de l'amortisseur à $L/4$ pour pouvoir agir sur le mode 2 (précisément en son ventre), tout en travaillant là où le mode 1 présente un poids encore significatif (cf. schéma en figure 5.20). Il s'agit de vérifier dans cette configuration que le dispositif amortisseur reste efficace, bien que le réglage ait été optimisé pour son emplacement à $L/2$. Le mode 1 est majoritairement mis en jeu, la force de déviation étant localisée au niveau de son ventre. Les résultats associés aux courbes illustrées en figure 5.21 sont présentés en figure 5.22.

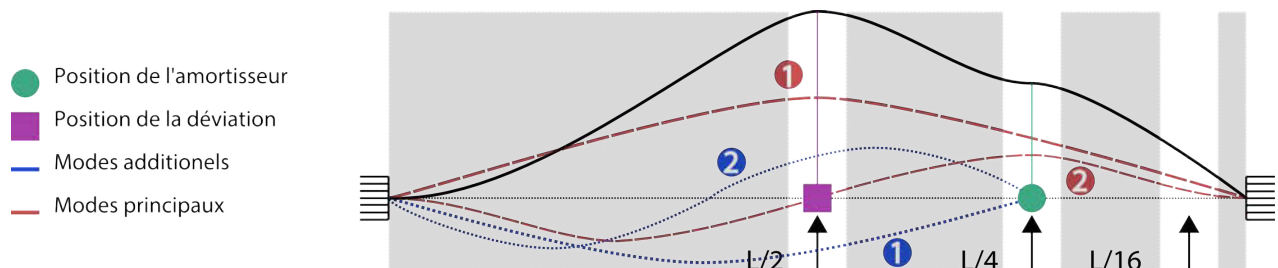


FIGURE 5.20 – Représentation des modes principaux pour l'amortisseur placé à $L/4$, la déviation à $L/2$

On retrouve une reproductibilité satisfaisante des essais à température extérieure équivalente, à l'exception du cas de la phase "0", très dépendante du niveau de déviation du câble et de l'allure de la courbe à filtrer. L'amortissement du mode 1 est moins bien distribué le long du câble par rapport au cas où le dispositif était placé au ventre de ce même mode. Il reste très intéressant néanmoins. L'effet local étant donc plus prononcé, l'amortissement du premier mode est supérieur dans un des deux essais sous l'amortisseur. L'influence moindre de l'impact à l'échelle globale se traduit aussi par une valeur de fréquence modale plus faible (2.87 contre 3.08 Hz) et donc une plus faible raideur additionnelle. Ce résultat est logique, compte tenu de l'emplacement et du réglage du dispositif non optimisé pour cette position. La comparaison des deux essais nous permet de dire que la durée de la phase "0" a un impact sur celle de la phase 1 car la première des deux étant

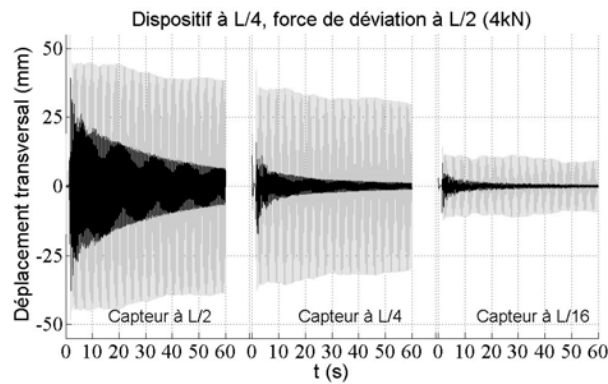


FIGURE 5.21 – Signaux temporels pour la confi-
guration donnée en figure 5.20, pour différentes
positions de capteurs

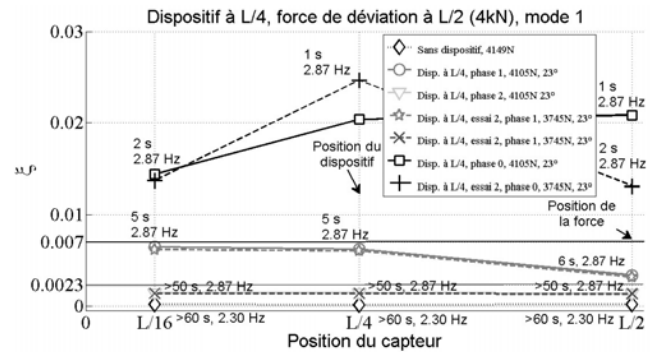


FIGURE 5.22 – Amortisseur placé à $L/4$, dé-
viation à $L/2$ (force de 4kN), mode 1

très efficace, elle permet de rogner la seconde de façon conséquente. Si l'on fait le parallèle avec le comportement du matériau, on peut le décrire de la façon suivante : un fort amortissement induit une plus grande diminution de l'amplitude de déformation subie par le matériau. Ainsi, on tronque une certaine durée de la plage la moins efficace. Ce phénomène peut être d'autant plus accentué que l'inertie du câble rentre en compte. Ceci n'est plus vrai entre les plages 1 et 2 car l'efficacité de la plage 1 n'est pas suffisamment importante pour réduire considérablement l'amplitude de sollicitation.

5.3.4 Configuration "amortisseur à $L/4$ et force déviatrice à $L/4$ "

Le dernier exemple préliminaire présenté permet de solliciter et d'amortir les deux premiers modes de façon significative (cf. schéma en figure 5.23), afin de comprendre les phénomènes en jeu et sans introduire de trop nombreux modes parasitant l'analyse. Les résultats associés aux courbes illustrées en figure 5.24 sont présentés en figures 5.25 et 5.26.

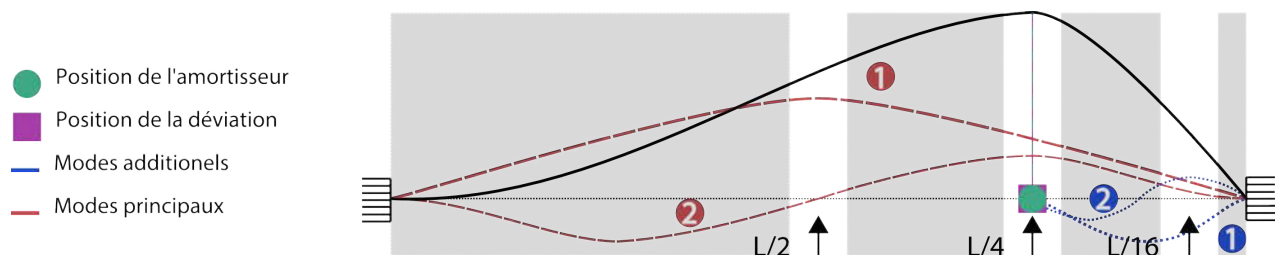


FIGURE 5.23 – Représentation des modes principaux pour l' amortisseur placé à $L/4$, la déviation à $L/4$

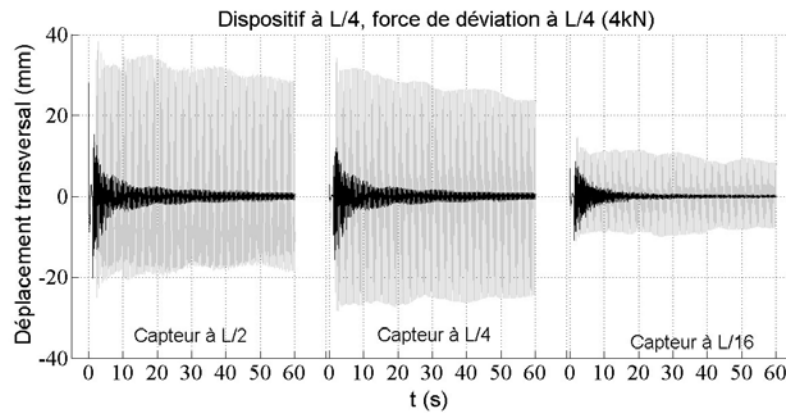


FIGURE 5.24 – Signaux temporels pour la configuration donnée en figure 5.23, pour différentes positions de capteurs

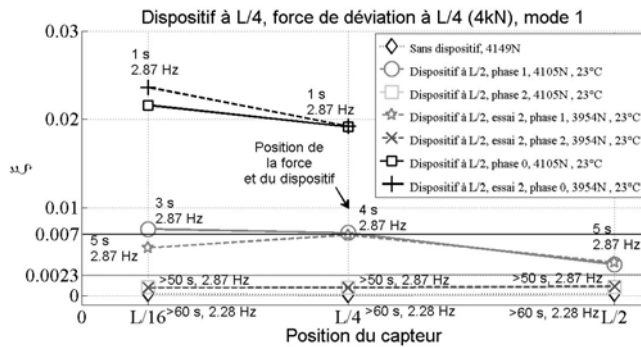


FIGURE 5.25 – Amortisseur placé à L/4, déviation à L/4 (force de 4kN), mode 1

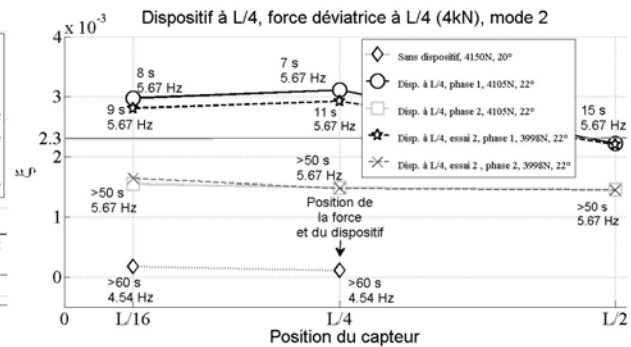


FIGURE 5.26 – Amortisseur placé à L/4, déviation à L/4 (force de 4kN), mode 2

Concernant le mode 1, le dispositif s'avère efficace, à L/4 et de façon plus surprenante à L/16 où l'effet des ancrages intervient (cf. figure 5.25). La portion de câble située aux extrémités est moins mobile que le câble sur toute sa longueur. L'amortissement du mode 1 à L/2 paraît en revanche moins performant car la plage "0" n'a pu être extraite. Cependant, les courbes dans le domaine temporel (cf. figure 5.24) montrent un réel apport du dispositif sur l'amortissement global. On peut tout de même interpréter l'effet local comme une modification partielle de la déformée du premier mode. La mobilité transversale du câble est alors redistribuée sur la portion centrale du câble, loin de la partie critique qu'est l'ancrage placé du côté de l'amortisseur.

Le mode 2 est lui impacté de façon plus globale (cf. figure 5.26). On peut supposer que le mode 2 apparaît à L/2 suite à un décalage du nœud associé, pour les mêmes raisons. L'effet local de l'amortisseur permet de changer l'allure du mode, et de répartir une partie de l'énergie non dissipée vers des modes additionnels peu néfastes pour les ancrages. Ici aussi, le mode 2 est très impacté près des ancrages (L/16), d'autant plus que celui-ci nécessite une mobilité angulaire supérieure aux extrémités. En augmentant le pouvoir amortissant à L/16, on suppose que le dispositif soulage les ancrages des efforts subis. L'efficacité au regard du mode 2 satisfait aux recommandations sur la valeur de ξ [16]. On n'observe pas de plage "0" pour le mode 2. Celle-ci est englobée avec la plage "1", pour ce qui est du premier mode. Il est difficile de découpler l'effet de l'amortissement

du dispositif sur les différents modes. L'emplacement du dispositif semble primer sur son efficacité dans le cas étudié. On peut imaginer que les grandes amplitudes en $L/4$ sont principalement dues au mode 1, qui bénéficie directement de la dissipation d'énergie associée. Le mode 2 est quant à lui principalement affecté par les boucles internes de l'hystérésis, associées au comportement des fils de NiTi. Les amplitudes en jeu sont alors plus faibles ce qui conduit à une dissipation moindre. Selon le déphasage entre les différents modes, les plus faibles d'entre-eux (au sens de l'amplitude) peuvent bénéficier ou non de la dissipation captée par les plus importants.

5.4 Analyse des résultats et interprétation de l'apport du dispositif amortisseur

Les courbes précédentes ont effectivement mis en évidence la présence de différentes plages d'efficacité, correspondant à différentes valeurs de taux d'amortissement. Dans l'esprit du calcul du décrément logarithmique, le tracé de l'allure du logarithme de l'enveloppe a permis d'identifier des portions quasi-linéaires par rapport au temps : le taux d'amortissement est constant par parties. Les observations de la section précédente ont permis de montrer que l'emplacement du dispositif pouvait avoir une influence sur les paramètres modaux. On se propose de faire le lien avec l'état du matériau constituant le dispositif, via des données mécaniques globales et des données thermiques locales. Pour chaque signal, nous tenterons de rapprocher les durées des plages d'amortissement observées dans la section précédente avec l'évolution des informations extraites du fil instrumenté.

Compte tenu du temps de réponse des thermocouples utilisés, la température instantanée ne sera pas commentée. C'est l'auto-échauffement (l'augmentation relative de température en moyenne) qui servira de référence. En laboratoire, l'auto-échauffement du matériau ne s'est manifesté que lors du processus de transformation martensitique. Le coefficient de convection est plus élevé en extérieur. L'auto-échauffement sera donc plus délicat à mesurer. Une difficulté supplémentaire se pose du fait d'un fort caractère hétérogène sur le plan thermique : la température mesurée dépend fortement de l'emplacement du capteur.

On se propose ici de définir une règle de calcul simple permettant de définir les niveaux de déformation limite induisant la création de R-phase et de martensite. Les hypothèses retenues sont fortes mais l'interprétation des valeurs obtenues ne doit pas être stricte. Ainsi, on suppose que le module d'élasticité dans le domaine austénitique est constant mais aussi que la vitesse n'impacte ni le seuil, ni la pente des plateaux de transformation. Il est alors facile de déterminer les seuils de transformation en déformation, connaissant les seuils en contrainte et la température initiale de l'essai.

On définit tout d'abord la contrainte de début de transformation R-phase (cf. chapitre 3) :

$$\sigma_0^R = \mu^R T + \sigma^{R,*} \quad (5.5)$$

Avec μ^R le coefficient de thermo-dépendance de la contrainte de début de transformation austénite-R-phase. On en déduit très simplement la déformation de transformation associée :

$$\varepsilon_0^R = \frac{\sigma_0^R}{E^A} = \frac{\mu^R T + \sigma^{R,*}}{E^A} \quad (5.6)$$

De même, la contrainte de début de transformation martensitique est donnée par :

$$\sigma_0^M = \mu^M T + \sigma^{M,*} \quad (5.7)$$

Avec μ^M , le coefficient de thermo-dépendance associé à la transformation martensitique. Dans le cas d'une transformation martensitique qui apparaîtrait avant la fin de transformation austénite-R-phase (configuration réaliste à température ambiante), on définit la pente du plateau de transformation A-R de la façon suivante (cf. schéma représenté en figure 5.27-a)) :

$$K = \frac{\sigma_0^M - \sigma_0^R}{\varepsilon_0^M - \varepsilon_0^R} \quad (5.8)$$

Où ε_0^M est la valeur de déformation correspondant au début de transformation martensitique. La pente peut être calculée en considérant le cas particulier d'une transformation A-R complète avec pour déformation de transformation maximale $\varepsilon^{tr,R} = \gamma^R$ (cf. figure 5.27-b)) . Ainsi,

$$K = \frac{R_{max} - R_{min}}{\Gamma} \quad (5.9)$$

Γ étant l'étendue maximale du plateau (équivalente à une déformation) et $R_{max} - R_{min}$ la valeur maximale d'écouissage. Dans la cas d'une transformation A-R complète, on peut écrire :

$$R_{max} - R_{min} + \sigma_0^R + E^A \gamma^R = (\Gamma + \varepsilon_0^R) E^A \quad (5.10)$$

Enfin,

$$\Gamma = \frac{R_{max} - R_{min} + \sigma_0^R}{E^A} + \gamma^R - \varepsilon_0^R \quad (5.11)$$

On déduit de l'équation 5.11, le seuil de transformation martensitique en déformation ε_0^M .

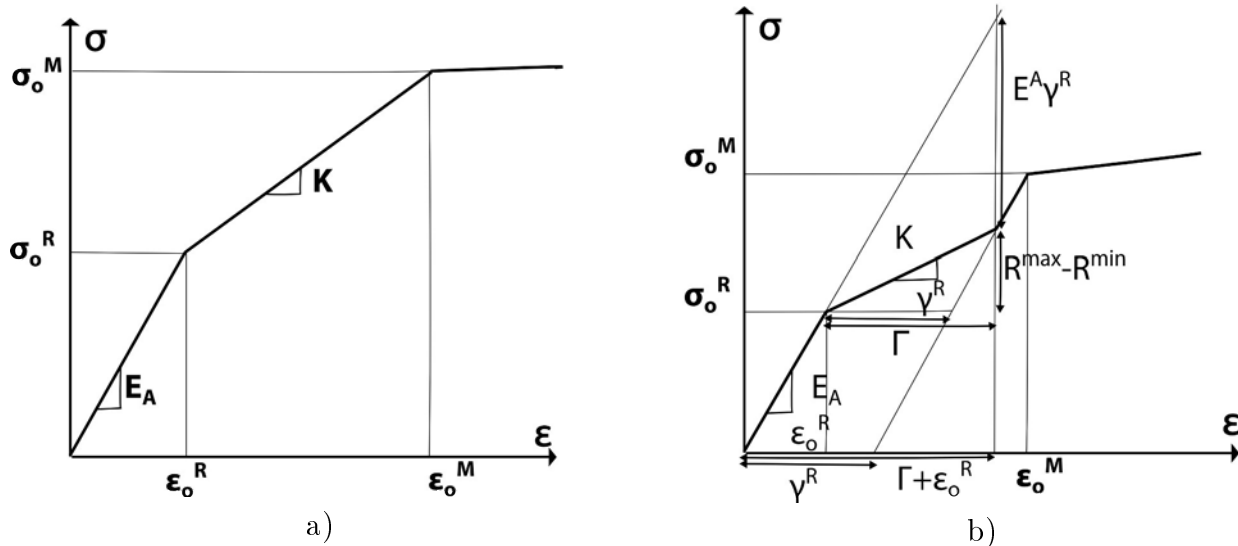


FIGURE 5.27 – Méthode simple pour définir les niveaux de déformation induisant les changements de phase

Compte tenu du domaine des vitesses étudiées, l'auto-échauffement se produit au sein du matériau et le seuil de transformation R-phase augmente avec le nombre de cycles. Le comportement

de la phase austénitique étant linéaire, l'augmentation de la contrainte de transformation R-phase signifie une augmentation de la déformation limite. L'auto-échauffement impacte aussi la valeur de contrainte de début de transformation martensitique. Cependant, l'échauffement du matériau, dû au couplage thermomécanique, accentue la pente du plateau de transformation R-phase, ce qui accélère l'augmentation de contrainte, pour un essai en déformation imposée. Les résultats expérimentaux ont montré que le premier phénomène est prépondérant ce qui amène à penser que ce modèle sous-estime la valeur de déformation limite de début de transformation martensitique.

L'outil numérique de traitement des signaux expérimentaux permettant de suivre l'évolution de la fréquence au cours du temps est la transformée de Wigner-Ville [189]. Les résultats se représentent sous la forme d'un spectrogramme, donnant la distribution d'énergie d'un signal sur le plan temps-fréquence (cf. équation 5.12). Ainsi, on peut mettre en évidence les différents modes, l'évolution de leur contribution et de la fréquence associée au cours du signal. L'évolution de la contribution traduit l'amortissement éventuel des modes représentés.

$$P_z(t, f) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} \exp(2i\pi\xi(s-t)) \cdot f(\xi, \tau) \cdot z(s + \frac{\tau}{2}) \cdot z^*(s - \frac{\tau}{2}) \cdot \exp(-2i\pi f t) d\xi d\tau ds \quad (5.12)$$

La distribution de Wigner-Ville est donnée par :

$$W_z(t, f) = \int_{-\infty}^{\infty} z(t + \frac{u}{2}) \cdot z^*(t - \frac{u}{2}) \cdot \exp(-2i\pi f u) du \quad (5.13)$$

$$= \int_{-\infty}^{\infty} Z(f + \frac{\nu}{2}) \cdot Z^*(f - \frac{\nu}{2}) \cdot \exp(-2i\pi \nu t) d\nu \quad (5.14)$$

En pratique, on utilise des variantes de cette distribution pour faciliter la lecture et l'interprétation des spectrogrammes mettant en jeu des interférences. Ces dernières peuvent être éliminées par une distribution de Wigner-Ville lissée (cf. équation 5.15).

$$P_z(t, f) = \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} \int_{-\infty}^{\infty} h(\tau) \cdot g(\nu) \cdot z(t - \nu + \frac{\tau}{2}) \cdot z^*(t + \nu + \frac{\tau}{2}) \cdot \exp(-2i\pi f t) d\nu d\tau \quad (5.15)$$

Afin d'extraire précisément la fréquence modale, un post-traitement du spectrogramme permet de récupérer en chaque instant la fréquence associée aux amplitudes les plus élevées.

Afin de pouvoir lier directement le comportement du matériau au signal oscillatoire, il est plus facile de traiter des configurations pour lesquelles le nombre de modes mis en jeu est faible. Ainsi, placer le dispositif au ventre du mode 1 et effectuer l'analyse du signal en cet emplacement permet de s'affranchir du mode 2. On évite ainsi la prise en compte des oscillations de faibles amplitudes et déphasées, à l'origine des boucles internes. Le mode 3 reste faible dans les deux configurations d'étude retenues.

5.4.1 Configuration "amortisseur et force déviatrice à L/2"

Le premier cas étudié concerne la configuration de référence où le dispositif et la force de déviation sont placés à L/2. La figure 5.28 représente l'évolution au cours du temps de l'allongement relatif des fils de NiTi, d'après la mesure de distance entre les plaques. On indique le niveau de

déformation de début de transformation (R-phase et martensite) sur la même figure. Seul le premier mode de vibration est étudié pour cette configuration. L'évolution du logarithme de l'enveloppe du signal temporel et l'évolution de la valeur de la fréquence associée sont présentées en figure 5.29.

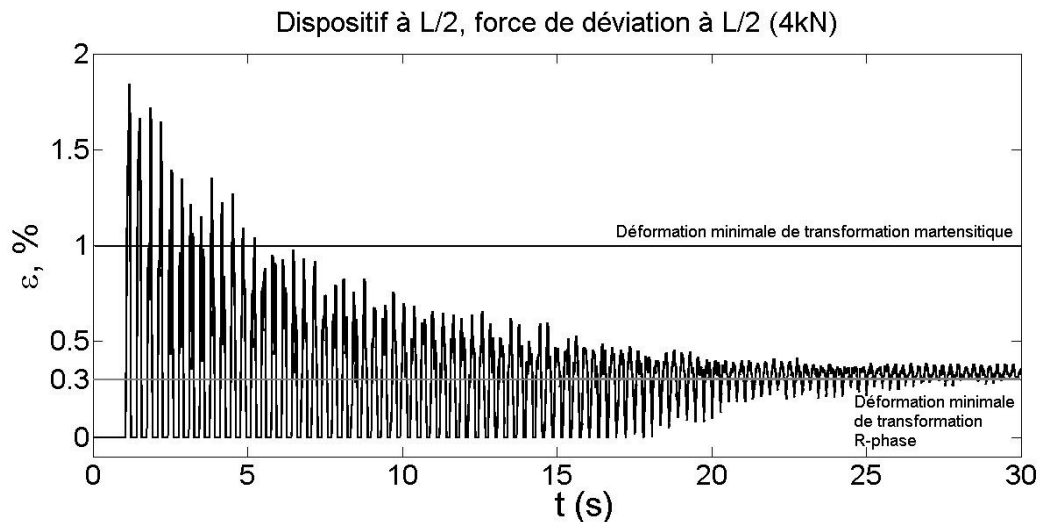


FIGURE 5.28 – Suivi de l'évolution de l'allongement relatif du fil au cours de l'amortissement dans la configuration d'essai "dispositif à L/2, déviation à L/2 (4kN)"

Les niveaux de déformation appliqués à nos fils prévoient l'activation de la transformation martensitique durant les 4 secondes (au plus) suivant le lâcher du câble. La transformation R-phase semble être présente durant toute la durée de l'essai. La fin de l'oscillation du câble semble prendre effet dans le domaine R-phase (cf. figure 5.28), après environ 20 s en régime d'"oscillations libres". La pré-tension du fil semble donc avoir atteint le début de transformation de la R-phase. Les données restantes extraites des essais sont présentées en figure 5.29. En revanche, la durée de la première phase estimée d'après la méthode du décroissement logarithmique est de deux secondes (correspondant aux premiers cycles), tandis que la suivante dure près de 20 secondes (cf. figure 5.29-a)). Les deux évolutions semblent donc corrélées, si l'on améliore le seuil de fin de transformation martensitique par la mesure de déformation globale du fil.

L'ajout d'un dispositif au sein du système câble, agit sur la rigidité à la flexion du câble en plus d'amortir sa déviation. La fréquence du système global au moment du lâcher du câble est donc supérieure à celle du système "câble seul". L'avancement de la transformation martensitique évoluant avec le niveau de sollicitation des fils, la rigidité additionnelle évolue. Au regard du comportement mécanique du matériau, la hauteur du plateau de transformation est relativement faible, par rapport à sa longueur. Ainsi, la diminution du niveau de déformation induit une augmentation de la rigidité apparente des fils, comme illustré en figure 5.30. La raideur en question est en fait estimée en moyenne, sur un cycle.

L'augmentation de la fréquence associée au mode 1 est estimée à hauteur de 1 Hz, d'après la figure 5.29-b), ce qui traduit une évolution significative de la raideur du système au cours de l'amortissement. Celle-ci dure près de 26 s mais décélère fortement à partir de 23 s, lorsque le dispositif n'est plus en mesure de se désactiver (cf. figure 5.28), i.e. de revenir à un état libre de contrainte en traction. En effet, le fil de NiTi n'est plus assuré de pouvoir finir sa transformation

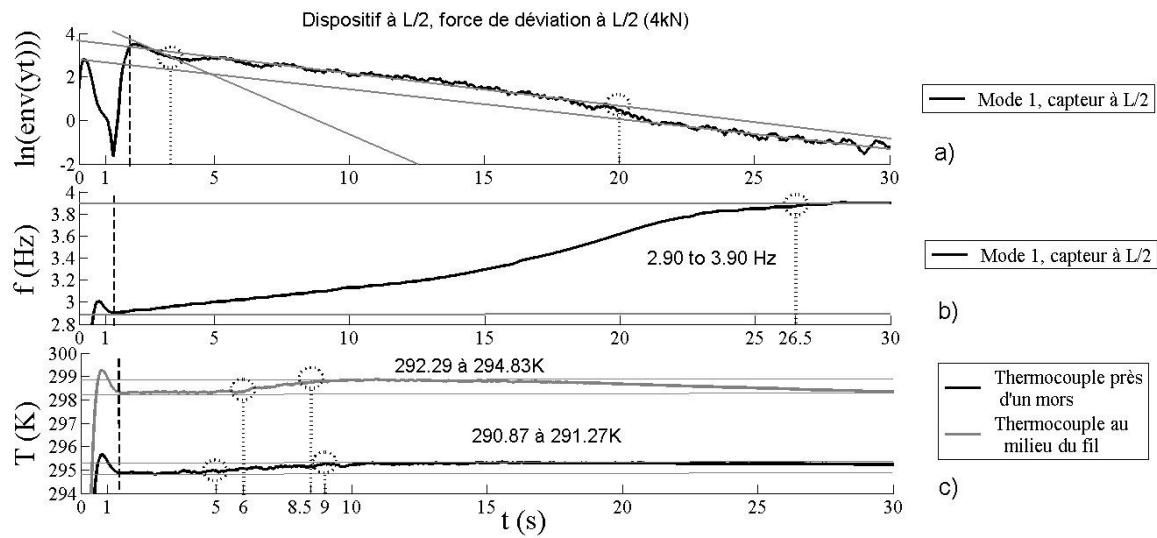


FIGURE 5.29 – Configuration d'essai "dispositif à L/2, déviation à L/2 (4kN)", évolution de : a) logarithme de l'enveloppe du signal ; b) fréquence associée au mode 1 ; c) auto-échauffement en deux points du fil

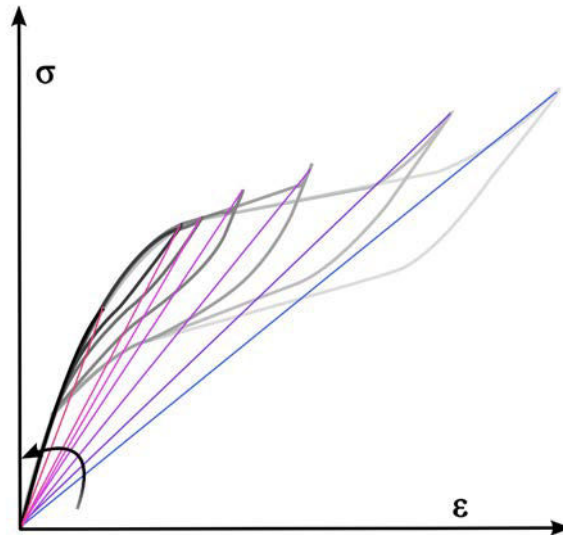


FIGURE 5.30 – Schéma illustrant l'évolution de l'apport local de rigidité du dispositif du point de vue "matériau"

retour vers l'austénite et peut cycler dans un domaine biphasé élastique. Ainsi, la dissipation devient quasi-nulle et le passage à la dernière plage d'amortissement se met en place (à comparer avec le passage à la phase 3 en figure 5.29-a)).

L'observation des phases d'auto-échauffement (en figure 5.29-c)) fournit des résultats difficiles à interpréter en raison du caractère thermique probablement hétérogène (cf. études expérimentales et numériques du chapitre 4). La température moyenne augmente localement pendant environ 3 à 4 secondes, mais de manière déphasée dans le temps. Ceci peut se justifier par le phénomène d'inertie thermique. Ainsi, ce premier essai semble indiquer que la rigidité est un indicateur global de la plage de fonctionnement du dispositif. Il est cependant difficile de découpler les différentes sources de dissipation. L'évolution en moyenne de la température illustre quant à elle la mise en jeu de la transformation martensitique et permet d'estimer une durée approximative de la plage "0".

5.4.2 Configuration "amortisseur à $L/2$ et force déviatrice à $L/4$ "

Une seconde configuration d'essai consiste à solliciter à la fois les modes 1 et 2. L'enjeu est de confirmer les observations précédentes et de confronter deux modes, l'un étant affecté par le dispositif mais absolument pas le second. La figure 5.31 donne l'évolution de l'allongement relatif du fil au cours de l'essai.

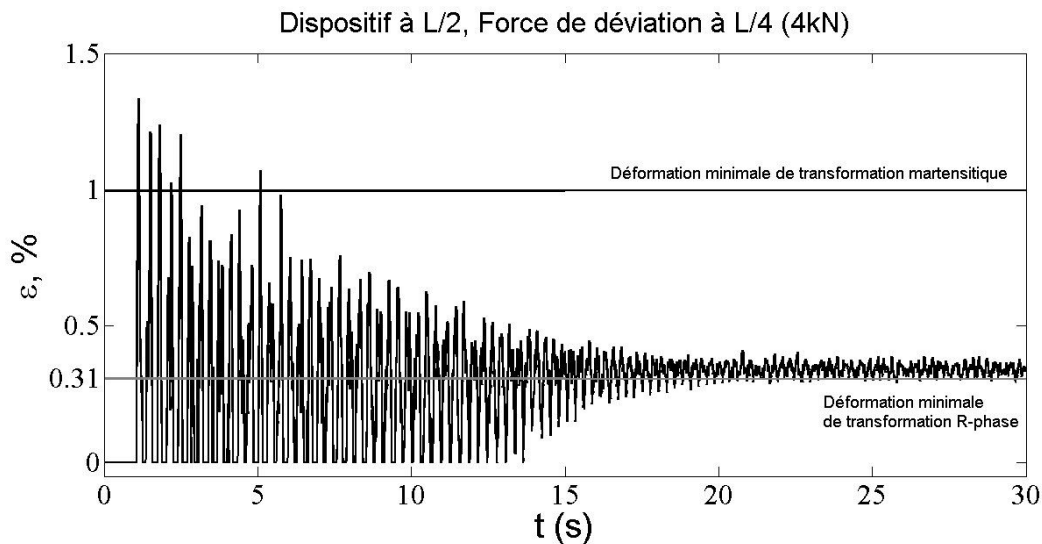


FIGURE 5.31 – Suivi de l'évolution de l'allongement relatif du fil au cours de l'amortissement dans la configuration d'essai "dispositif à $L/2$, déviation à $L/4$ (4kN)"

Toujours en partant du principe que le modèle sous-estime la valeur du seuil, la durée pendant laquelle les fils subissent la transformation martensitique reste faible, soit entre 1 et 2 secondes. On constate que le fil se transforme moins que lors de l'essai discuté en section 5.4.1. Après 14 secondes, l'amplitude de vibration du câble n'est plus en mesure de ramener le matériau à l'état austénitique, comme dans le cas précédent. L'analyse des données extraites de ces essais est présentée en figure 5.32 (mode 1) et 5.33 (mode 2). Les durées des phases déterminées d'après l'évolution de la courbe donnée en figure 5.32-a) sont cohérentes. De même, l'évolution de la fréquence associée au premier

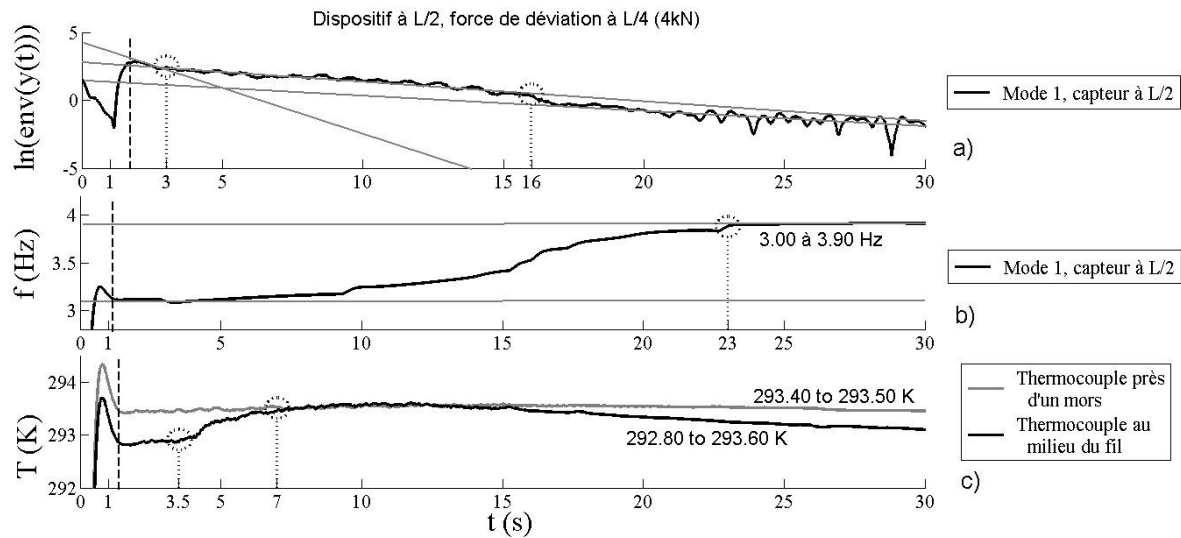


FIGURE 5.32 – Configuration d'essai "dispositif à L/2, déviation à L/4 (4kN)", évolution de : a) logarithme de l'enveloppe du signal (mode 1) ; b) fréquence associée au mode 1 ; c) auto-échauffement en deux points du fil

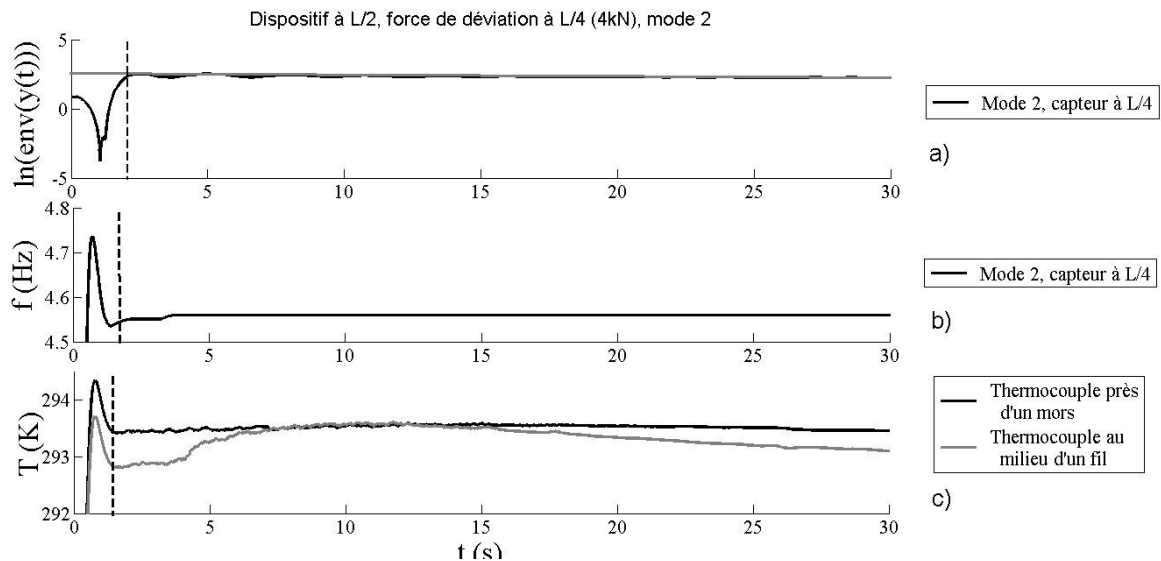


FIGURE 5.33 – Configuration d'essai "dispositif à L/2, déviation à L/4 (4kN)", évolution de : a) logarithme de l'enveloppe du signal (mode 1) ; b) fréquence associée au mode 2 ; c) auto-échauffement en deux points du fil

mode permet de montrer la plage de fonctionnement de l'amortisseur mais ne permet pas d'identifier les changements de régime (figure 5.32-b)). On observe toujours un décalage de l'augmentation de température par rapport à l'activation du processus de transformation martensitique (figure 5.32-c)).

Les courbes données en figure 5.33 nous renseignent sur le mode 2. L'observation s'effectue ici à $L/4$, soit au ventre du mode considéré. Celui-ci se trouve être très excité mais l'amortisseur est placé en son nœud. En effet, la fréquence modale la plus faible correspond à celle du câble nu multipliée par un facteur 2. Il s'agit donc d'un mode additionnel opérant sur une portion de câble deux fois plus courte que celle du câble en entier. La fréquence associée (cf. courbe en figure 5.33-b)) n'évolue pas au cours de l'essai car le mode ne met en avant qu'un amortissement négligeable, d'après l'allure de la courbe donnée en figure 5.33-a). Les résultats restent tout de même approximatifs pour des configurations relativement simples, ce qui n'est pas satisfaisant. Le caractère hétérogène du comportement du matériau peut détériorer l'extraction de l'information sur la température, car le résultat obtenu est fortement dépendant de l'emplacement du capteur. Cela semble aussi avoir pour effet de "lisser" l'évolution de raideur du fil à l'échelle de la structure : le comportement ne change pas instantanément avec l'amplitude d'allongement.

Cette section confirme donc que l'hypothèse d'homogénéité de comportement pour les fils est forte. Puisqu'il est difficile d'interpréter les résultats expérimentaux, l'outil numérique s'appuyant sur le modèle de loi de comportement décrit dans la partie précédente semble approprié. Une étude incrémentale, permettant de découpler les différents processus, devrait fournir des réponses qui n'ont pu être apportées ici. Néanmoins, les essais expérimentaux ont pour avantage de constituer une base de données utile à la confrontation simulation-expérience et d'apporter des premiers éléments sur l'optimisation du système en fonction de l'emplacement du dispositif.

5.5 Synthèse des résultats et étude de l'optimisation de l'emplacement du dispositif

Dans cette partie qui tient lieu de synthèse, nous comparons l'efficacité de l'amortisseur (sur les deux premiers modes) en fonction de sa position, pour des lieux d'excitation et d'observation donnés. On rappelle que la valeur de pré-tension du fil a été retenue à la fois pour ne pas compromettre la tenue en fatigue des fils de NiTi, tout en offrant une efficacité intéressante lorsque l'amortisseur est placé au milieu du câble. Le réglage du dispositif est donc le même, quelque soit sa position le long du câble. En pratique, ces réglages devront être optimisés pour chaque position. Les remarques qui seront faites au cours de ce chapitre doivent donc être modérées. Les valeurs de température et des taux d'amortissement indiqués sur les différents graphiques sont pris en moyenne sur deux essais effectués pour chaque configuration.

Trois configurations d'essais sont présentées : la première correspond à une force déviatrice placée à $L/2$ (section 5.5.1), la seconde à $L/4$ (section 5.5.2) et la troisième à $L/16$ (section 5.5.3).

5.5.1 Excitation optimale des modes de vibration de rang impair

L'objectif n'est pas ici de définir la position idéale pour l'ensemble des configurations possibles. On souhaite comprendre quelles sont les conséquences du déplacement du dispositif le long du câble sur le comportement dynamique de ce dernier. En pratique, chaque câble de génie civil fait face à des cas différents. La mise en place d'un dispositif doit répondre aux contraintes pratiques qui n'existent pas toujours dans le cas "idéal" de l'essai en laboratoire. Les précédents résultats ayant démontré l'effet localisé de l'amortisseur, ceux qui suivent sont donc nécessairement présentés pour différents lieux d'observation. On présente, pour chacune des configurations étudiées, la comparaison entre les signaux temporels "avec" et "sans" dispositif amortisseur. On s'intéresse ici au pouvoir amortissant uniquement. C'est pourquoi la composante continue de l'ensemble des signaux a été filtrée. En revanche, il serait pertinent de regarder cet aspect dans un contexte d'étude de la tenue en fatigue. Dans cette section, la comparaison est effectuée en trois positions : $L/2$ (cf. figure 5.34), $L/4$ (cf. figure 5.36) et $L/16$ (cf. figure 5.38). Les résultats en matière de taux d'amortissement sont donnés en figures 5.35, 5.37 et 5.39, respectivement.

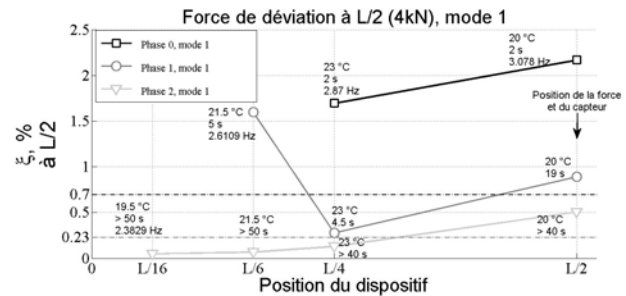
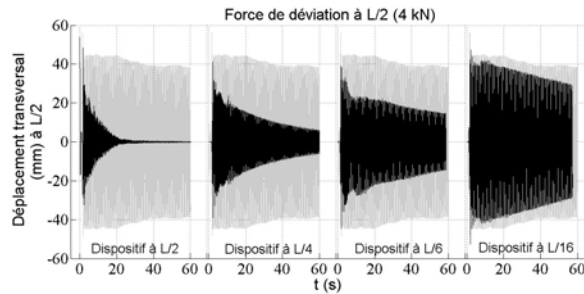


FIGURE 5.34 – Signaux temporels pour les configurations avec la force de déviation à $L/2$, vus de $L/2$ (force de 4 kN), efficacité de l'amortisseur $L/2$, pour différentes positions de l'amortisseur en fonction de sa position

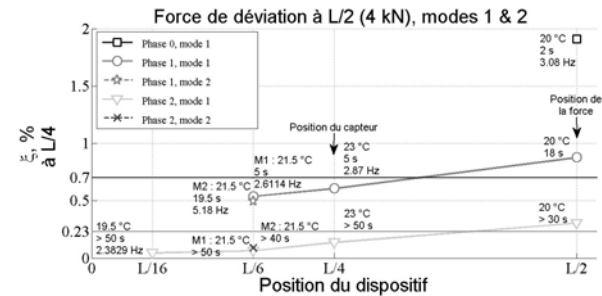
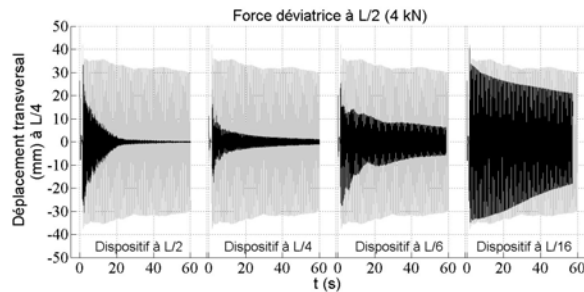


FIGURE 5.36 – Signaux temporels pour les configurations avec la force de déviation à $L/2$, vus de $L/4$ (force de 4 kN), efficacité de l'amortisseur $L/4$, pour différentes positions de l'amortisseur en fonction de sa position

Notons tout d'abord que le mode 2 est mis en jeu car la force n'a pas été placée précisément à $L/2$. Par ailleurs, on a vu que la mise en place du dispositif affectait la position des nœuds associés aux modes de vibration.

Dans le cas du mode 1, les résultats montrent clairement que l'amortisseur affiche une efficacité optimale au niveau de la force déviatrice et confère alors un amortissement global. La dissipation

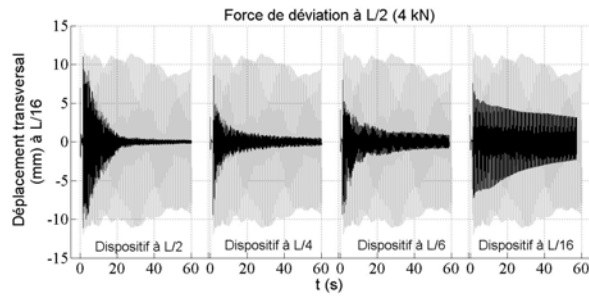


FIGURE 5.38 – Signaux temporels pour les configurations avec la force de déviation à L/2, vus de L/16 (force de 4kN), efficacité de l'amortisseur L/16, pour différentes positions de l'amortisseur en fonction de sa position

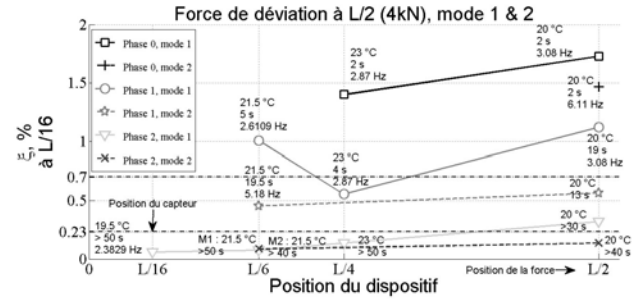


FIGURE 5.39 – Force placée à L/2, capteur à L/16, efficacité de l'amortisseur L/16, pour différentes positions de l'amortisseur en fonction de sa position

se propage sur la quasi totalité du câble. L'hétérogénéité de l'effet de l'amortisseur est importante lorsque le dispositif s'éloigne de l'effort ou bien du ventre du mode considéré. Ces représentations de ξ_n en fonction de l'emplacement du dispositif permettent de faire le parallèle entre l'effet global et la raideur additionnelle apportée par le dispositif amortisseur. Pour les deux premiers modes, la plage "0" est généralement favorable au critère déduit du nombre de Scrouton. Le dispositif est donc particulièrement intéressant pour lutter en amont contre la mise en vibration du câble. Placer le dispositif à L/2, L/4 et L/6 est donc bénéfique au regard du mode 1. A L/16, il faut regarder à proximité du dispositif pour y observer l'apport (figures 5.38 et 5.39). L'emplacement à L/6 est particulièrement intéressant car il s'agit d'un bon compromis pour les trois premiers modes, et plus particulièrement pour le troisième dont L/6 est la position du ventre. On observe, par ailleurs, son influence à proximité des mors alors qu'il est distant d'un peu moins de 10 m tout de même, tout en bénéficiant d'une mobilité intéressante du câble pour dissiper l'énergie.

5.5.2 Excitation optimale du mode 2

Cette configuration est plus compliquée à analyser mais elle est plus réaliste car de nombreux modes sont sollicités de manière significative (modes de rang pair compris). La confrontation des configurations est effectuée aux mêmes positions : L/2 (cf. figure 5.40), L/4 (cf. figure 5.42) et L/16 (cf. figure 5.44). Les résultats en matière de taux d'amortissement associés sont présentés en figures 5.41, 5.43 et 5.45, respectivement.

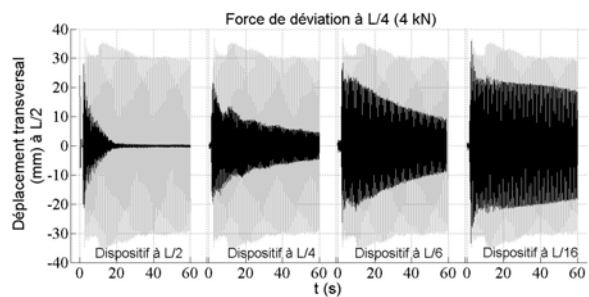


FIGURE 5.40 – Signaux temporels pour les configurations avec la force de déviation à L/4, vus de L/2 (force de 4kN), efficacité de l'amortisseur L/2, pour différentes positions de l'amortisseur en fonction de sa position

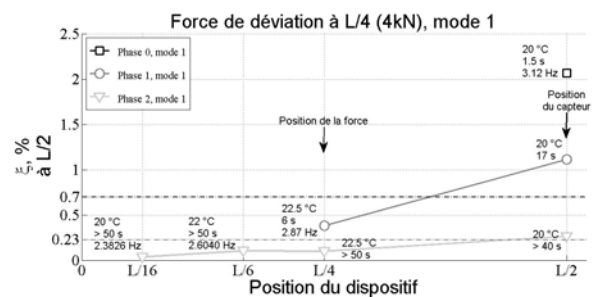


FIGURE 5.41 – Force placée à L/4, capteur à L/2, efficacité de l'amortisseur L/2, pour différentes positions de l'amortisseur en fonction de sa position

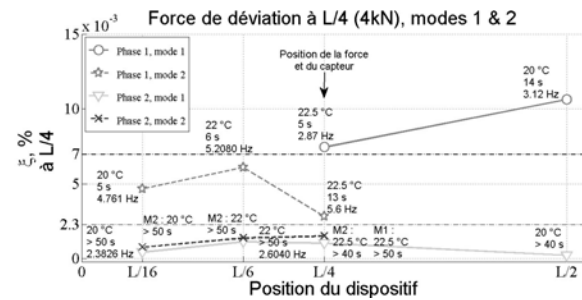
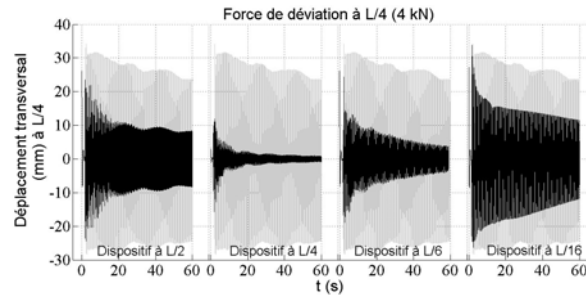


FIGURE 5.42 – Signaux temporels pour les configurations avec la force de déviation à L/4, vus de L/4 (force de 4kN), efficacité de l'amortisseur L/4, pour différentes positions de l'amortisseur

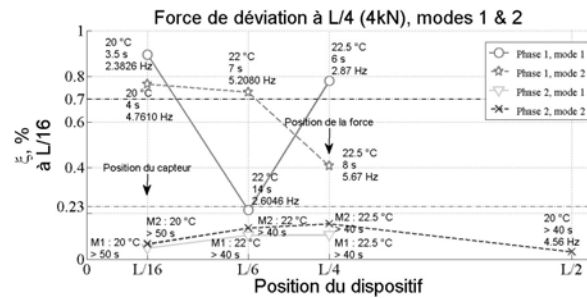
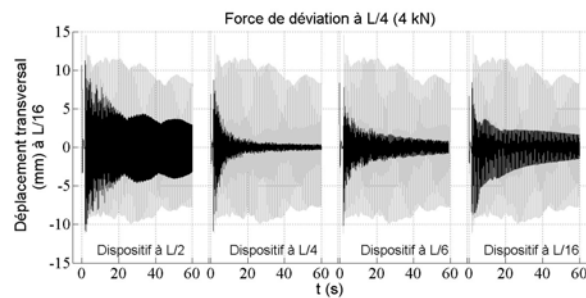


FIGURE 5.44 – Signaux temporels pour les configurations avec la force de déviation à L/4, vus de L/16 (force de 4kN), efficacité de l'amortisseur L/16, pour différentes positions de l'amortisseur

On observe rapidement que le mode 2 s'avère problématique lorsque le dispositif est placé à $L/2$. En revanche, les dispositifs placés à $L/4$ et $L/6$ sont efficaces contre l'ensemble des modes. Malgré un réglage du dispositif amortisseur placé à $L/16$ peu approprié, l'efficacité à proximité de l'ancrage (figures 5.44 et 5.45) est bien supérieure au cas où l'amortisseur se trouve au milieu du câble. Si l'on cherche à atténuer les oscillations tout le long du câble, le meilleur compromis consiste à placer le dispositif à $L/4$, là où la force de déviation a été relâchée. Comme pour le cas précédent, on obtient un apport global.

5.5.3 Excitation localisée près des ancrages

Cette configuration, qui consiste à solliciter le câble à proximité des ancrages, n'est pas la plus "défavorable" à ces derniers, contrairement à ce que l'on aurait pu penser. Elle permet néanmoins de solliciter de manière quasi équivalente les modes 1 et 2. Les résultats à $L/2$ ne sont pas présentés, car le câble n'y présente que de faibles amplitudes. L'étude porte donc principalement sur les portions du câble plus proches des ancrages : à $L/4$ (cf. figure 5.46) et à $L/16$ (cf. figure 5.48). Les résultats en matière de taux d'amortissement associés sont présentés en figures 5.47 et 5.49, respectivement.

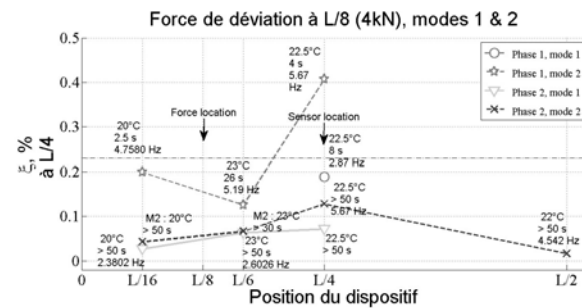
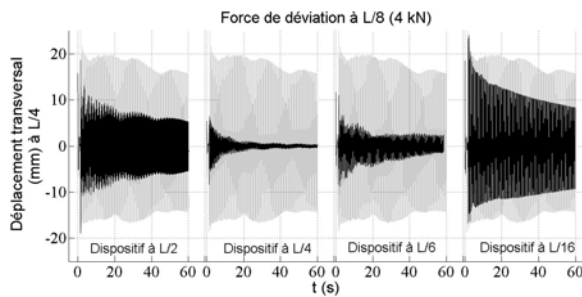


FIGURE 5.46 – Signaux temporels pour les configurations avec la force de déviation à $L/8$, vus de $L/4$ (force de 4kN), efficacité de l'amortisseur $L/4$, pour différentes positions de l'amortisseur en fonction de sa position

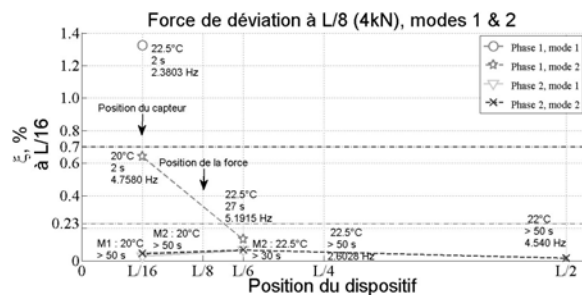
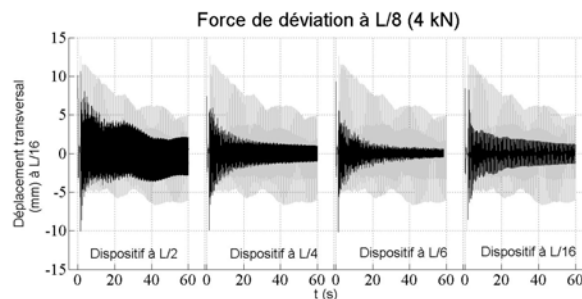


FIGURE 5.48 – Signaux temporels pour les configurations avec la force de déviation à $L/8$, vus de $L/16$ (force de 4kN), efficacité de l'amortisseur $L/16$, pour différentes positions de l'amortisseur en fonction de sa position

L'observation du câble à $L/4$ préconise de placer l'amortisseur en ce même endroit du fait de l'apport local (cf. figure 5.47). Cette position est intéressante pour les niveaux de sollicitations du

fil pouvant être captés à cet emplacement. Désormais, l'amortisseur gagnerait à être placé près des ancrages pour soulager ces derniers. Ainsi, malgré un réglage loin d'être optimal, le dispositif amortisseur placé à $L/16$ offre, localement, un apport de même efficacité que pour les autres positions. Il sera forcément intéressant d'augmenter la force de pré-tension des fils lorsque le dispositif est placé à proximité des ancrages. Le rôle d'un amortisseur à proximité des ancrages est intéressant, puisqu'il rend compte ici d'un effet local spécifique aux ancrages, inexistant en absence de dispositif. L'amortisseur reprend ainsi les efforts habituellement subis par l'ancrage en question. En revanche, l'effet devient beaucoup plus localisé et le câble semble retrouver un comportement normal sur une portion tronquée du câble. La question de la protection du second ancrage se pose cependant, quand il ne bénéficie pas de l'apport d'un second dispositif. Il est alors sollicité à une fréquence plus élevée (la longueur de la portion du câble étant plus faible) et est affecté par un mode au profil asymétrique.

5.6 Synthèse et limites des essais réalisés dans le banc de vibration du câble

Dans ce chapitre, nous avons présenté un dispositif amortisseur constitué de fils de NiTi, dont le comportement thermomécanique a été étudié dans la partie 1 de la thèse. Ce dispositif a été testé dans un banc de vibration d'un câble à l'échelle 1, pour différentes configurations (différentes combinaisons des positions de l'amortisseur et du lieu d'excitation du câble). Il a montré une réelle efficacité et l'analyse des informations récoltées lors des essais a permis d'expliquer l'influence du dispositif sur la réponse dynamique du système "câble+amortisseur".

La synthèse des analyses permet de confirmer les bons résultats mis en évidence dans les cas les plus simples dédiés à la compréhension des phénomènes. L'amortisseur est efficace au regard des recommandations sur la valeur du taux d'amortissement pour le câble de l'Ifsttar malgré son faible taux d'amortissement intrinsèque en comparaison des valeurs rapportées dans la littérature par De Caetano [16]. Bien que le dispositif n'ait pas été optimisé en chaque position et que ses performances n'aient pas été exploitées pour permettre une tenue en fatigue optimale, le dispositif est toujours bénéfique. Nous n'avons pas observé l'apparition de modes néfastes. Dans le pire des cas, le mode 2 n'est pas amorti car le dispositif est placé à $L/2$.

On rappelle les principales observations faites lors de l'analyse des essais.

- Le dispositif a un comportement local et non-linéaire.
- En première approximation, on peut identifier trois plages d'efficacité du dispositif : une courte et très efficace ($\times 100$), une plus longue et moins efficace ($\times 40$) et une dernière qui dépend de l'état initial des fils de NiTi, "seulement" dix fois plus efficace que le pouvoir amortissant intrinsèque du câble.
- Le suivi de l'évolution de la fréquence permet indirectement de qualifier la raideur du dispositif. Cela traduit l'effet global ou local et indique si le dispositif se trouve dans un régime de dissipation.

- Le caractère hétérogène de la déformation à l'échelle du fil de NiTi du dispositif détériore l'identification des plages d'efficacité. Ainsi, l'observation de l'auto-échauffement est difficile à interpréter.
- Pour la majorité des configurations, les positions de l'amortisseur les plus efficaces sont $L/4$ et $L/6$: elles permettent au dispositif de capter des amplitudes de déplacement suffisantes pour dissiper l'énergie et elles impactent fortement l'ensemble des 3 premiers modes.
- Pourvu que le dispositif subisse des amplitudes de déformation significatives, celui-ci agit sur le câble de façon globale.
- Le dispositif agit localement en trois endroits : le lieu de la force car le dispositif tend à faire évoluer l'état du câble et casse la déformée initiale comme en témoigne le décalage des nœuds de vibration, le lieu du dispositif et à proximité des ancrages par réduction locale de la mobilité du câble.

La limite de cette étude concerne la configuration horizontale du câble. Une inclinaison comparable à celle effective sur ouvrages, entre la direction des haubans et le tablier, aurait pour effet la réduction de l'amortissement obtenu. En revanche, il faut rappeler que le dispositif à base de fils de NiTi n'a pas été optimisé via la force de pré-tension du câble, le nombre et la longueur des fils. Par ailleurs, les températures pour lesquelles les essais ont été réalisés sont relativement élevées. En hiver, l'efficacité du dispositif attendue est supérieure, comme le prévoit l'évolution du facteur de perte en fonction de la température. L'ensemble des phénomènes qui interagissent au sein du dispositif et à l'échelle du système "câble+amortisseur" explique pourquoi il est difficile d'interpréter les essais présentés dans ce chapitre. Le modèle d'éléments finis, associé à ces essais et traité dans le chapitre qui suit, a pour objectif principal de prédire le pouvoir amortissant du dispositif, selon la configuration choisie. Cet outil peut aussi être exploité à titre d'étude, car il permet d'isoler les différents phénomènes et ainsi rendre compte de leur contribution à l'amortissement du câble.

Chapitre 6

Modélisation par éléments finis du comportement dynamique d'un système "câble+amortisseur"

6.1 Enjeux du modèle numérique de vibration du système "câble+amortisseur"

Le chapitre précédent a montré que les phénomènes mis en jeu au sein du fil n'étaient que partiellement compris. En effet, il subsiste un manque d'informations sur le comportement thermomécanique, en temps réel, des fils constituant le dispositif amortisseur. On suppose que la modélisation du fil de NiTi, étendue à l'échelle de la structure dans le chapitre 4, est bien appréhendée. On est alors en mesure de mettre au point un nouvel outil pour en extraire les informations indisponibles et inaccessibles dans l'expérience puis comprendre les origines du pouvoir amortissant constaté. D'autre part, un modèle par éléments finis du système complet permet de maîtriser les conditions d'essais. En effet, la température extérieure est un paramètre sur lequel on ne peut pas agir. De plus, les essais en extérieur font face à de nombreuses contraintes d'ordre pratique. Par exemple, un temps de pluie ne permet pas de mettre en œuvre l'instrumentation et l'alimentation du dispositif d'excitation du câble, alors que la température se prêtait bien à l'étude. Le modèle numérique permet aussi de se ramener à des configurations plus simples. En effet, les essais menés en extérieur font face à de grandes incertitudes : les variations locales de température par convection ou rayonnement, les effets aérodynamiques susceptibles d'influencer le comportement du câble, les mouvements hors plan du câble qui modifient les amplitudes de déplacement supposées verticales, les éventuelles modifications de rigidité du câble suite à la rupture de fils... Enfin, il est possible de découpler les phénomènes via la loi de comportement utilisée pour le fil de NiTi et présentée dans le chapitre 3. Nous pourrions ainsi évaluer la contribution de chacun dans le pouvoir amortissant du dispositif.

Ainsi, la loi de comportement thermomécanique du fil de NiTi prise aux échelles "structure" et "matériau" et validée dans la partie précédente peut être intégrée directement dans le modèle. Selon nous, le dispositif amortisseur repose uniquement sur la dissipation due à l'effet super-élastique. Dans un premier temps, nous mettrons au point la modélisation du comportement dynamique du câble, qu'il restera à valider par confrontation avec les courbes présentées dans le chapitre 5

pour le câble nu. Enfin, nous effectuerons l'assemblage du dispositif sur le câble. Notons que l'on aurait pu considérer un modèle numérique plus proche du contexte de l'application, c'est-à-dire celui d'un hauban incliné et soumis à des efforts aérodynamiques. Cependant, la validation aurait été compromise par le manque de données expérimentales.

6.2 Présentation du modèle par éléments finis

6.2.1 Modélisation du comportement dynamique du câble et validation

Généralités

Les modèles par éléments finis présentés ont été réalisés dans l'environnement du code de calcul industriel MSC Marc [179].

Le câble numérique consiste en un assemblage de 50 éléments "poutre", soit près d'un élément par mètre. L'élément "poutre", selon la théorie d'Euler-Bernoulli, est un élément unidimensionnel et linéique, adapté à des comportements à la fois linéaires et non linéaires. Il utilise un ou trois points de Gauss lors de l'intégration et est particulièrement adapté à la modélisation de longs câbles fortement pré-contraints, d'après Thai et Kim [190]. Dans un problème de traction-flexion, chaque nœud d'une poutre possède 3 degrés de liberté, à savoir les déplacements u_x et u_y dans le plan xy et la rotation r_z autour de l'axe normal au plan. La fonction d'interpolation est linéaire le long de l'axe de la poutre et cubique perpendiculairement à l'axe. La courbure suit donc une loi linéaire. Trois paramètres sont à définir pour l'élément "poutre" : la section d'aire A, les moments quadratiques selon x (I_{xx}) et selon y (I_{yy}).

Le nombre d'éléments retenu est suffisant pour capter les premiers modes de vibration, mais un nombre plus important permettrait d'affiner l'allure de la déformée du câble. Les propriétés du câble adoptées correspondent à celles de l'expérience, autant du point de vue mécanique, que géométrique et physique. La masse volumique et le coefficient de Poisson du matériau ($\nu = 0.3$) sont indépendants de la structure du câble. En revanche, le module d'élasticité dans la direction principale du câble est légèrement plus faible que celui de l'acier de construction : la structure filaire affecte la raideur du système global. Ainsi, on retiendra pour module d'élasticité, la valeur empirique de 190 GPa. La rigidité à la flexion est donnée par EI_{xx} et EI_{yy} . La rigidité en torsion est donnée par $\frac{E}{2(1+\nu)}(I_{xx} + I_{yy})$. Le comportement mécanique des éléments constitutifs du câble est supposé linéaire élastique. La section effective d'un câble doit tenir compte des espaces vides non comblés par l'enchevêtrement des fils. Ainsi, un diamètre effectif est calculé de manière à satisfaire une rigidité à la flexion de 33% plus faible que celle d'une poutre cylindrique de même diamètre apparent (cf. équation 6.1).

$$(EI)^* = \left(\frac{2}{3}\right).EI \quad (6.1)$$

Le tableau 6.1 recense les valeurs renseignées en entrée du modèle numérique.

Les nœuds aux extrémités du câble sont bloqués en déplacement dans les trois directions. Enfin, une pré-contrainte axiale correspondant à une tension de 900kN est imposée, à tout instant, à tous les éléments du câble. La mise en vibration du câble consiste à exercer une force ponctuelle selon la position de l'excitateur choisie, permettant de dévier le câble de sa position initiale. L'effort est

Caractéristiques de la poutre numérique	longueur L	diamètre D	masse volumique (apparente)	module d'élasticité
Valeurs	50 m	50.19 mm	8136.9 kg.m ⁻³	190 GPa

TABLE 6.1 – Caractéristiques physiques et géométriques associés au "câble numérique"

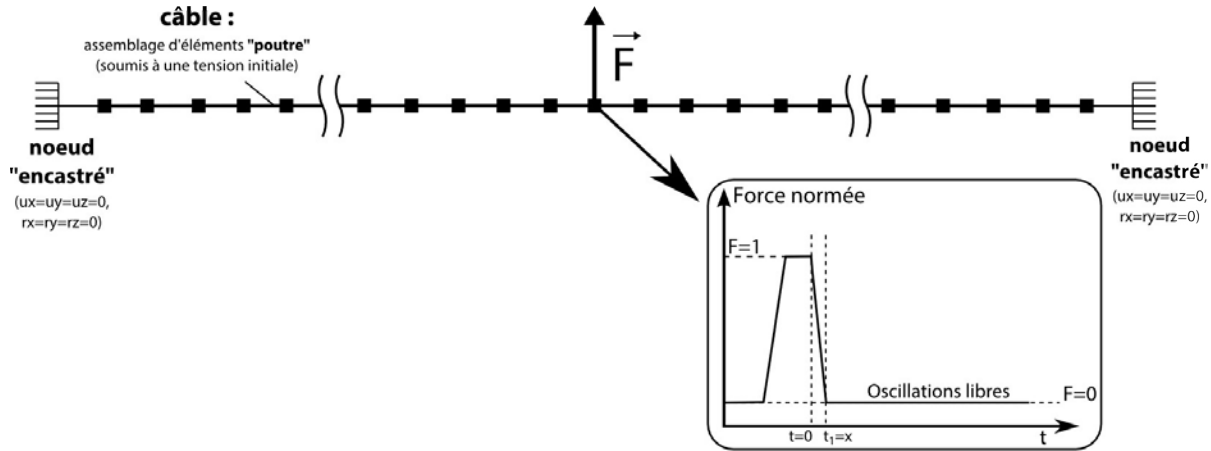


FIGURE 6.1 – Schéma du modèle éléments finis du système "câble seul"

relâché brusquement, à une vitesse qu'il reste à déterminer par l'expérience. Contrairement aux travaux de Ben Mekki et Auricchio, l'effet du poids propre du câble n'est pas pris en compte [188]. En effet, ce phénomène a peu d'influence sur le comportement dynamique. De plus, les basses fréquences des signaux seront filtrées pour évaluer le pouvoir amortissant associé à des modes particuliers. Cependant, la prise en compte de ce phénomène aurait plutôt tendance à détériorer le comportement statique dans notre cas, à travers la détermination de la flèche le long du câble qui dépend des conditions aux limites (dispositifs d'ancrage). La mise en œuvre numérique est schématisée, figure 6.1.

Opérateur dynamique de Newmark

L'étude numérique du mouvement d'un câble (équipé ou non d'un amortisseur) se traduit par la résolution d'un problème dynamique avec conditions initiales. Pour la résolution, les méthodes les plus indiquées sont la superposition modale et l'intégration directe. La seconde est toutefois préférée en cas de non linéarité (géométrique et mécanique en l'occurrence). Mis à part le comportement fortement non-linéaire des fils de NiTi intégrés dans le dispositif amortisseur, l'action localisée de celui-ci en un point du câble rendrait l'analyse par superposition modale délicate. L'intégration directe compte différents schémas d'intégration. Les plus utilisés sont les opérateurs dynamiques de Houbolt, de Alpha Généralisé, de Différence Centrale et de Newmark-Beta. Dans le cas d'un problème de vibration d'un système, l'opérateur dynamique transitoire Newmark-Beta est le plus indiqué du fait de sa faible dissipation intrinsèque. Cette méthode d'intégration directe est valable pour un large domaine de chargements que ce soit dans le cadre d'un problème linéaire ou non-linéaire. Sa grande stabilité pour les problèmes linéaires en fait notamment un des opérateurs dynamiques les plus performants [179].

Pour présenter le principe de l'intégration, on considère tout d'abord l'équation du mouvement d'un système :

$$Ma + Cv + Ku = F \quad (6.2)$$

Avec M la matrice de masse, C la matrice d'amortissement et K la matrice de rigidité. a est le vecteur "accélération", v celui de la "vitesse", u celui du "déplacement" et F le vecteur "force appliquée". L'opérateur de Newmark-Beta prend pour forme générale :

$$u^{n+1} = u^n + \Delta t v^n + (1/2 - \beta)\Delta t^2 a^n + \beta\Delta t^2 a^{n+1} \quad (6.3)$$

$$v^{n+1} = v^n + (1 - \gamma)\Delta t a^n + \gamma\Delta t a^{n+1} \quad (6.4)$$

Avec n faisant référence au numéro de l'incrément de temps. Par défaut, le schéma dit "trapézoïdal" est utilisé et les paramètres γ et β valent respectivement $1/2$ et $1/4$. Finalement, l'équation de la dynamique nous donne :

$$\left(\frac{4}{\Delta t^2} M + \frac{2}{\Delta t} C + K \right) \Delta u = F^{n+1} - R^n + M \left(a^n + \frac{4}{\Delta t} v^n \right) + C v^n \quad (6.5)$$

R étant la matrice des efforts internes :

$$R = \sum \int \beta \sigma^T dv \quad (6.6)$$

Enfin, on actualise le vecteur déplacement u :

$$u^{n+1} = u^n + \Delta u \quad (6.7)$$

Amortissement intrinsèque du câble

L'amortissement intrinsèque du câble trouve son origine dans les frottements inter-filaires et dépend donc de "l'ouverture" de la structure d'enchevêtrement des fils. Ainsi, l'amplitude de déviation et l'emplacement de l'excitation affectent le pouvoir amortissant du câble. Ce dernier est supérieur à celui d'un treillis formé par des poutres de même diamètre. L'opérateur de Newmark donne une valeur du taux d'amortissement intrinsèque ξ de l'ordre de 10^{-6} , tandis que les valeurs expérimentales déterminées dans le précédent chapitre sont de l'ordre de 10^{-4} . Le taux d'amortissement du câble, toujours selon les essais expérimentaux, varie peu le long du câble et au cours du temps. Au regard de l'amortissement apporté par le dispositif à base de fils de NiTi, il peut donc être supposé constant et uniforme. Par ailleurs, le taux d'amortissement est indépendant des modes excités au cours de l'essai.

Pour corriger la valeur du taux d'amortissement intrinsèque du câble, un amortissement visqueux de Rayleigh (cf. équation 6.8) est affecté à l'ensemble du câble et pour tous les modes de vibration.

$$[C] = \alpha [M] + \beta [K] = 2\xi\omega \quad (6.8)$$

Avec C la matrice d'amortissement de Rayleigh, M la matrice de masse et K la matrice de rigidité du système "câble". Les coefficients de masse α et de rigidité β , sont déterminés respectivement par $\alpha = \xi \frac{2\omega_i\omega_j}{\omega_i + \omega_j}$ et $\beta = \xi \frac{2}{\omega_i + \omega_j}$ avec $\omega_{k=i,j}$, la pulsation propre du mode de vibration de

rang k . Par exemple, dans le cas où le câble est excité en son milieu, $\alpha = 7.52 \cdot 10^{-3}$ et $\beta = 1.43 \cdot 10^{-5}$, pour $\omega_1 = 15.016 \text{ rad.s}^{-1}$ et $\omega_2 = 30.032 \text{ rad.s}^{-1}$ et $\xi = 0.00033$.

Validation du comportement dynamique du câble selon l'approche numérique

On rappelle la formulation analytique des fréquences propres pour une corde tendue.

$$f_n = \frac{n}{2L} \sqrt{\frac{T}{\mu}} \quad (6.9)$$

Où n est le rang du mode considéré, T est la tension du câble, L sa longueur et μ sa masse linéique. L'application numérique donne pour le premier mode une valeur de 2.33 Hz.

L'évolution du déplacement vertical au centre du câble, lieu d'excitation de ce dernier, est donnée en figure 6.2-a) et comparée au signal expérimental associé.

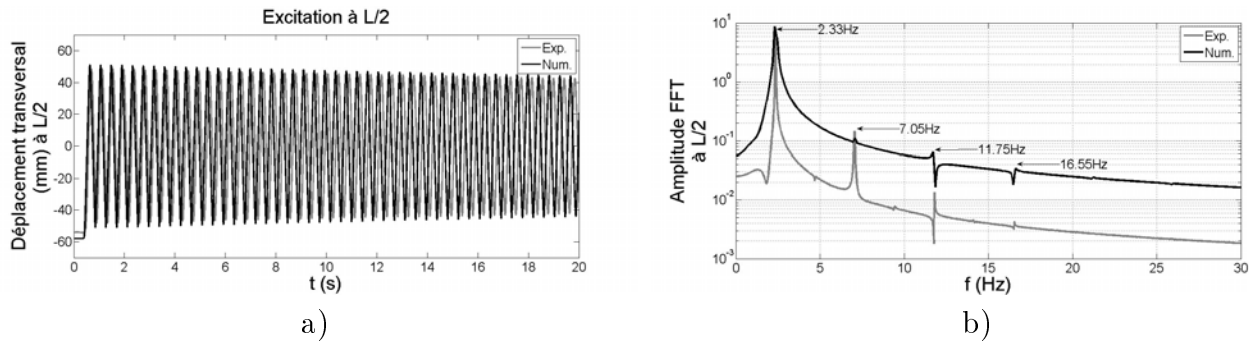


FIGURE 6.2 – a) Déplacement transversal au milieu du câble (excitation à $L/2$ pour une valeur de 4kN); b) Spectre fréquentiel de Fourier associé

On valide par la même occasion, le résultat pris aux autres positions "témoins", à savoir à $L/4$ et à $L/16$ (cf. figures 6.3-a) et 6.3-b), respectivement).

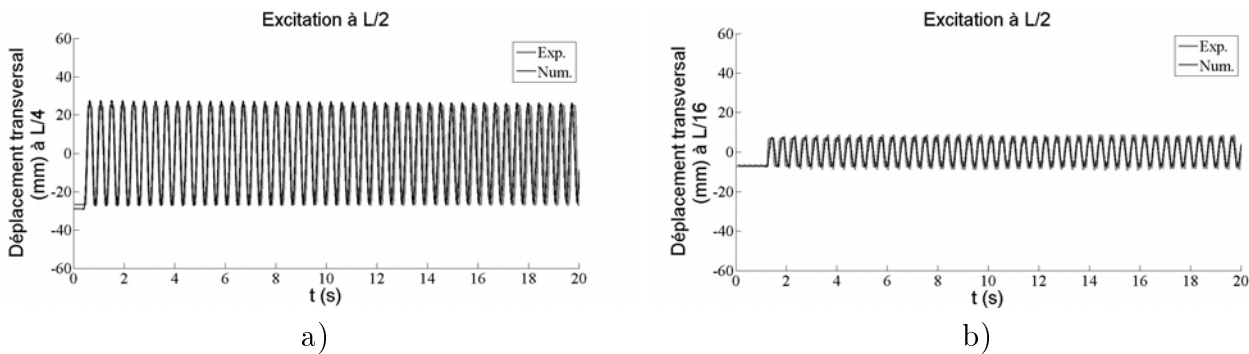


FIGURE 6.3 – Excitation à $L/2$ pour une valeur de 4kN : a) Déplacement transversal à $L/4$; b) Déplacement transversal à $L/16$

Le modèle par éléments finis du câble nu fournit donc aussi une bonne approche du signal expérimental, en termes d'amplitude et d'amortissement. L'approximation au niveau de l'amplitude

initiale de déviation résulte d'une distribution approximative de la force exercée sur le câble. De même, le spectre fréquentiel de Fourier numérique est en accord avec le spectre expérimental, avec 2.33 Hz pour le mode 1 (cf. figure 6.2-b)), contre la valeur de 2.4 Hz, obtenue par analyse modale (dont l'utilisation est justifiée en l'absence du dispositif amortisseur). Les valeurs de fréquence des modes sont effectivement proches des valeurs expérimentales. Les modes de rang pair n'apparaissent pas sur le spectre fréquentiel numérique car le signal est pris au milieu du câble qui est le nœud commun de tous les modes pairs. Ceci n'est pas rigoureusement le cas pour le spectre expérimental. Le premier mode est le mode le plus énergétique puisque le signal est pris au ventre de celui-ci, exactement à la position où le câble a été excité. L'amplitude globale de déplacement diminue en se rapprochant des ancrages, tandis que la contribution des différents modes s'équilibre. On aperçoit effectivement des "oscillations intermédiaires" à $L/16$.

Afin de mettre en jeu les modes de rang pair, on sollicite le câble à $L/4$. La courbe temporelle associée au lieu de l'excitation et le spectre fréquentiel correspondant sont représentés en figures 6.4-a)b). Les courbes temporelles associées aux positions $L/2$ et $L/16$ sont données en figures 6.5-a)b).

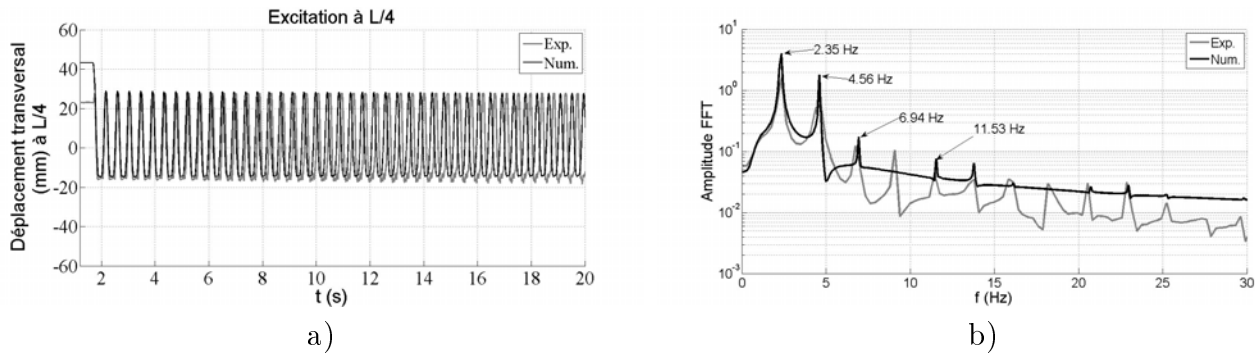


FIGURE 6.4 – a) Déplacement transversal à $L/4$ (excitation à $L/4$ pour une valeur de 4kN); b) Spectre fréquentiel de Fourier associé

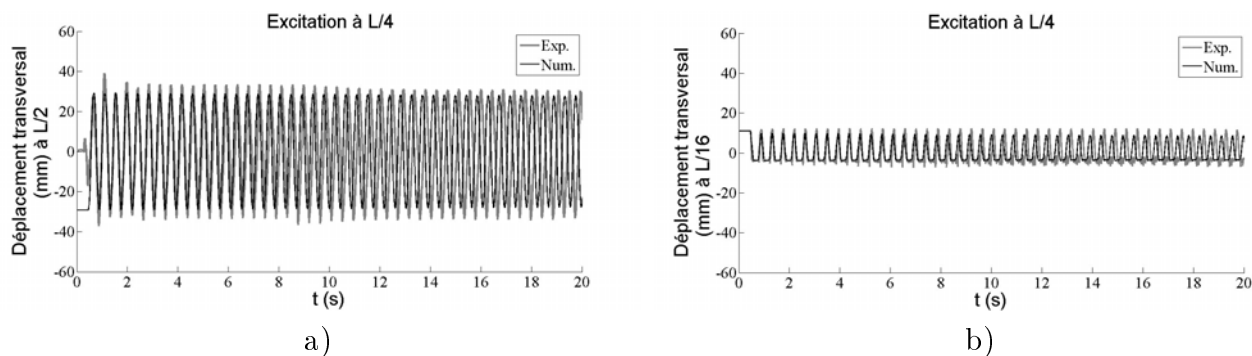


FIGURE 6.5 – Excitation à $L/4$ pour une valeur de 4kN : a) Déplacement transversal au milieu du câble; b) Déplacement transversal à $L/16$

Le mode 4 et sa première harmonique ne sont pas actifs numériquement d'après le spectre fréquentiel de Fourier, comme attendu. La modélisation donne des résultats satisfaisants, en particulier à $L/2$ (cf. figure 6.5-a)) et $L/16$ (cf. figure 6.5-b)). Le signal expérimental à $L/2$ est déduit de

l'accélération du câble (capteur accéléromètre) d'où l'absence d'information sur l'amplitude initiale de déviation.

6.2.2 Modélisation de la mise en œuvre du dispositif amortisseur

On reprend le modèle précédent auquel on ajoute un élément "barre" (dans une première version), placé perpendiculairement au câble. L'élément "barre" est un élément déformable à deux nœuds. Le déplacement axial est régi selon une interpolation linéaire. Cette classe d'éléments est soumise à des efforts de traction/compression suivant leur direction principale. Un unique point d'intégration de Gauss est placé au centre de l'élément. La matrice de masse utilise quant à elle deux points d'intégration.

L'élément a pour longueur 1.256 m soit la longueur réelle des fils de NiTi. Dans un souci de simplification du modèle, la section de l'élément équivaut à la somme de la section de chacun des deux fils (soit $10.6 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2$). L'élément, choisi dans la base du code de calcul, convient aussi pour les transferts thermiques et plus particulièrement pour les analyses couplées thermomécaniques. Il est encastré à une extrémité. L'autre extrémité est liée en déplacement à l'un des nœuds du câble. Ainsi, la totalité des déplacements et des efforts est transmise entre les nœuds connectés, selon la direction transversale du câble uniquement. Le comportement thermomécanique du matériau est implémenté via la routine utilisateur "hypela2" du logiciel d'éléments finis MSC Marc. Il s'agit de la loi de comportement présentée dans la partie 1/chapitre 3.

La barre est initialement tendue à la valeur de 0.8 à 1kN, selon le cas et en accord avec l'expérience. La valeur adoptée correspond environ à l'effort exercé pour 4 tours de ridoir à température ambiante. Cela a pour effet de décaler la valeur de contrainte subie au repos par le dispositif et ainsi la valeur de contrainte en moyenne. Ainsi, la transformation martensitique apparaît pour de plus faibles déplacements du câble, qu'en l'absence de pré-tension.

Compte tenu du faible diamètre du fil, et conformément à l'expérience, une partie du code dédié au comportement super-élastique permet d'éviter la mise en compression du fil afin de prévenir les instabilités de flambement. Il est donc prévu d'annuler les contraintes en compression. Cela revient à désactiver le point d'ancrage du fil afin qu'il se déplace librement jusqu'à la prochaine sollicitation en traction, conformément à l'expérience. Afin de rendre le comportement du fil plus stable lors de la décharge, on bloque les déplacements des nœuds du fil selon les directions radiales. Pour le reste, la modélisation est identique à celle présentée en section 6.2.1, comme schématisé en figure 6.6.

La validation du modèle sera effectuée au terme de la section suivante.

6.3 Étude de la contribution des phénomènes mis en jeu dans le NiTi dans le pouvoir dissipatif de l'amortisseur

Afin d'évaluer les contributions des différents phénomènes pris en compte lors des chapitres concernant la modélisation du fil de NiTi aux échelles "matériau" et "structure", la loi de com-

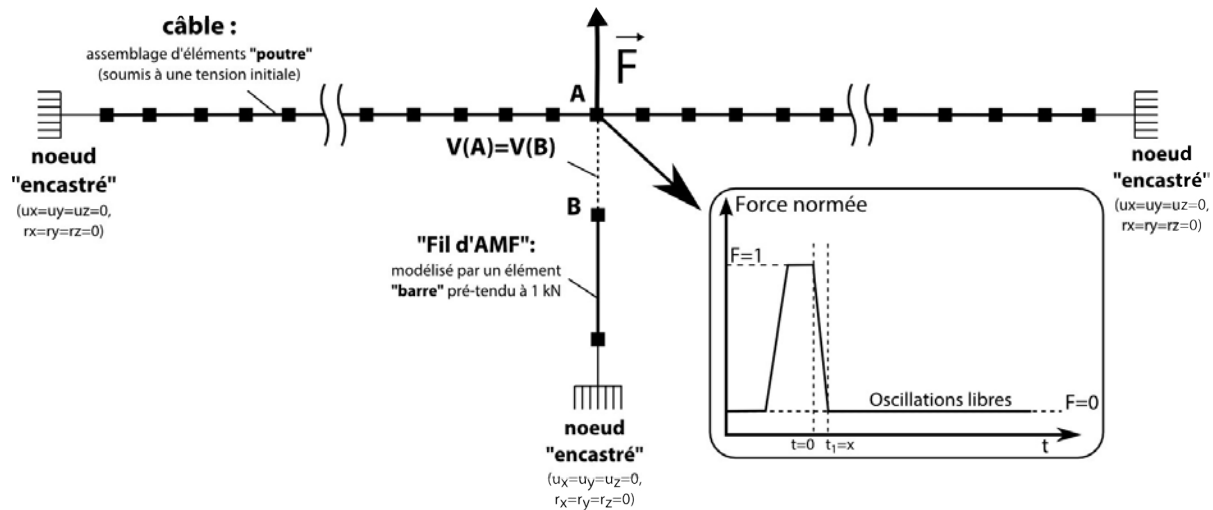


FIGURE 6.6 – Schéma du modèle éléments finis du système "câble + amortisseur"

portement du matériau affecté à la "barre" sera enrichie progressivement au cours de la présente section. Les cas d'études présentés par la suite sont recensés dans le tableau 6.2. La configuration étudiée ici est la plus simple au regard du système "câble + amortisseur". La force de mise en déviation du câble ainsi que le dispositif amortisseur sont placés au centre du câble. Ainsi, seuls les modes de rang impair se manifestent. Le mode 1 est largement prépondérant lorsqu'on observe le déplacement à $L/2$. A l'image du chapitre précédent, l'enjeu n'est pas ici de simuler une configuration réaliste. Il est effectivement rare, en pratique, de pouvoir placer l'amortisseur au centre d'un câble de pont. L'étude qui suit permet cependant de mieux comprendre le rôle joué par le dispositif. On tentera alors de faire le lien entre la réponse dynamique du système et les phénomènes qui interagissent au sein du matériau. Le traitement des courbes est analogue à celui du chapitre précédent.

Loi	Superélasticité	R-phase	couplages thermomécaniques	hétérogénéité	Section
1	non	non	non	non	6.3.1
2	oui	non	non	non	6.3.2
3	oui	oui	non	non	6.3.3
4	oui	non	oui	non	6.3.4
5	oui	oui	oui	non	6.3.5
6	oui	oui	oui	oui	6.3.6
7	oui	non	oui	oui	6.3.6

TABLE 6.2 – Loïs de comportement étudiées

6.3.1 Apport d'un matériau élastique

La première loi de comportement consiste à utiliser un alliage avec un comportement élastique : aucun changement de phase n'est donc permis. Le module d'élasticité adopté est celui de l'austénite. Le résultat n'est donc pas directement comparable avec les résultats expérimentaux intégrant des fils d'acier au sein du dispositif expérimental. La raideur était effectivement de 3 à 4 fois supérieure. La courbe temporelle est donnée en figure 6.7.

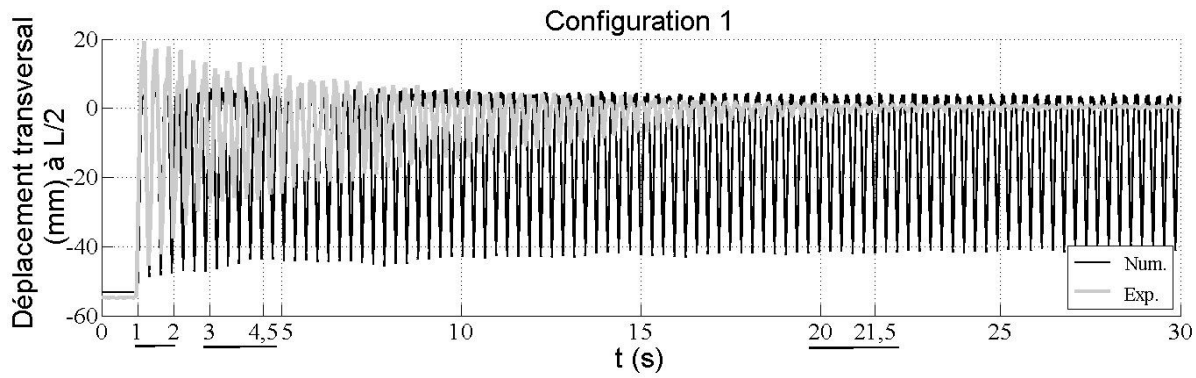


FIGURE 6.7 – Déplacement transversal du câble en son milieu (équipé d'un dispositif amortisseur élastique)

Le pouvoir amortissant apporté au câble est quasi nul, d'après la figure 6.7. Cependant, la raideur additionnelle permet de "casser" l'amplitude d'oscillation du câble, ce qui donne finalement une amplitude deux fois plus faible que celle du câble nu. La courbe σ - ε (cf. figure 6.8) décrit effectivement un comportement élastique linéaire et non dissipatif. Le niveau de contrainte maximal dans le fil est relativement élevé avec une valeur proche de 600 MPa.

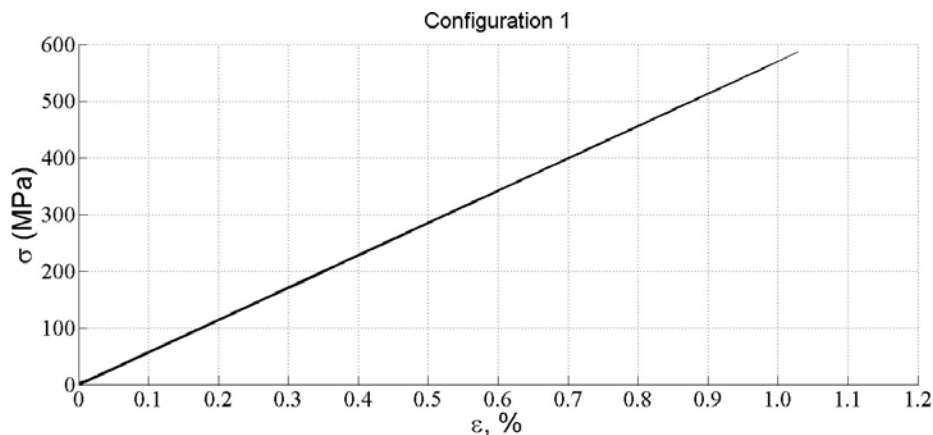


FIGURE 6.8 – Courbe σ - ε associée au comportement du matériau

Le spectre fréquentiel donné en figure 6.9-c) permet de mettre en évidence l'influence de la raideur des fils "numériques". Le mode 1 apparaît pour une fréquence de 3.24 Hz contre 2.33 Hz en l'absence d'amortisseur. L'amplitude du pic associé au mode 1 est équivalente (10 environ) à celle donnée par la vibration du câble numérique sans amortisseur (cf. figure 6.9-a)). Elle laisse apparaître la première harmonique du mode 1 à 6.47 Hz (prise comme le mode 2 ici). Cette dernière semble être créée par l'ajout d'un point "mou". Le résultat expérimental réalisé en présence d'un amortisseur démontre quant à lui une contribution inférieure du mode 1 (amplitude proche de 2) et une fréquence associée plus faible (cf. figure 6.9-b)). Ainsi, le fil expérimental doit nécessairement se transformer pour modifier sa raideur et ses propriétés dissipatives. Par ailleurs, on peut constater l'élargissement des pics au niveau de leur base. Cette multiplication des pics constatée lors de l'expérience semble caractériser, pour un mode donné, une évolution de la fréquence au cours du temps.

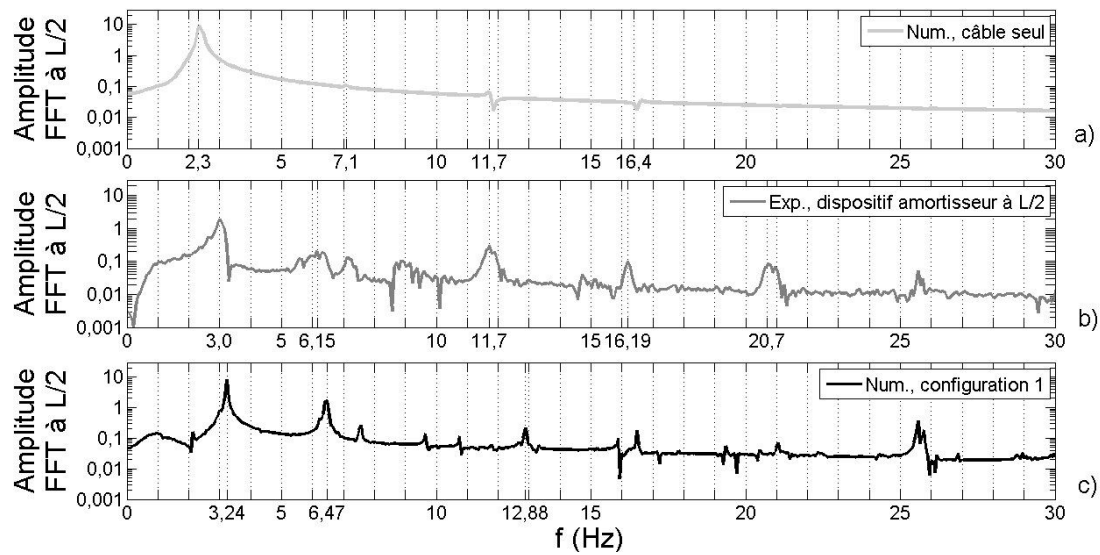


FIGURE 6.9 – Spectres fréquentiels FFT associés au comportement du matériau : a) numérique, sans amortisseur ; b) expérimental, avec amortisseur ; c) numérique, configuration 1, avec amortisseur

Le résultat semble conforter l'idée que la source importante de dissipation à l'origine de l'amortissement du dispositif "fil d'acier" n'est pas seulement due à la dissipation du fil (cf. chapitre 5 pour les hypothèses). Dans le cas d'un fil de NiTi à l'état austénitique permanent, le niveau de contrainte élevé semble néfaste pour la structure du pont d'autant plus que l'amortissement est très faible.

6.3.2 Effet de la dissipation intrinsèque due à la transformation martensitique

Dans un second temps, on active la transformation martensitique. La courbe temporelle associée à la loi de comportement n° 2 est donnée en courbe 6.10.

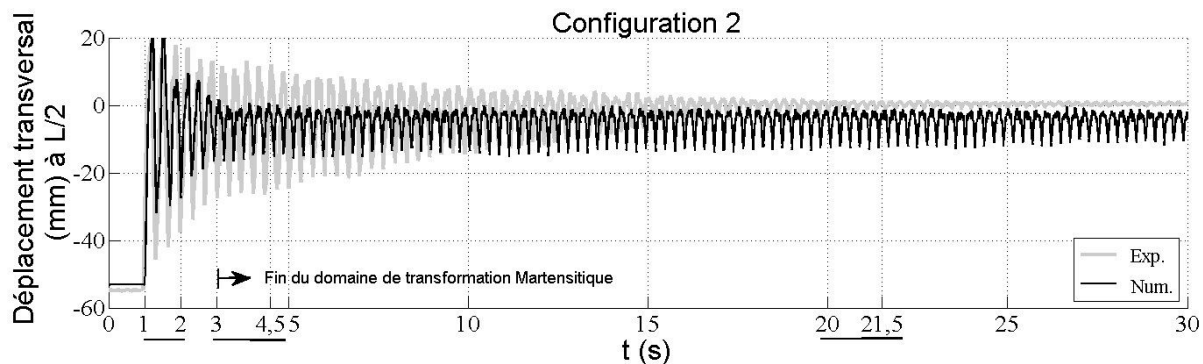


FIGURE 6.10 – Déplacement transversal du câble en son milieu (équipé d'un dispositif amortisseur à base de NiTi)

L'activation de la transformation martensitique améliore considérablement le pouvoir amortissant. La "fin" de la transformation martensitique indique en figure 6.10 le moment où la martensite

n'est plus créée car les niveaux de déformation atteints sont insuffisants. Il est possible qu'une faible quantité de martensite se crée par la suite mais cela n'a d'effet que ponctuellement : on ne peut donc pas parler de plage d'efficacité à part entière. On observe un très fort amortissement sur les deux premières secondes qui correspondent à la plage d'efficacité "0" et une limitation de l'amplitude dès la première oscillation en comparaison du cas sans dispositif. En revanche, l'amortissement est très faible par la suite. Après 30 secondes en régime d'oscillations libres, l'amplitude est importante en comparaison de l'expérience. Des courbes σ - ε sont représentées sur 3 plages, à savoir [1, 2]s, [3, 4.5]s et [20, 21.5]s (en figures 6.11-a), 6.11-b) et 6.11-c), respectivement). Ces plages temporelles seront étudiées dans la suite de ce chapitre afin d'effectuer la comparaison entre les différentes lois de comportement.

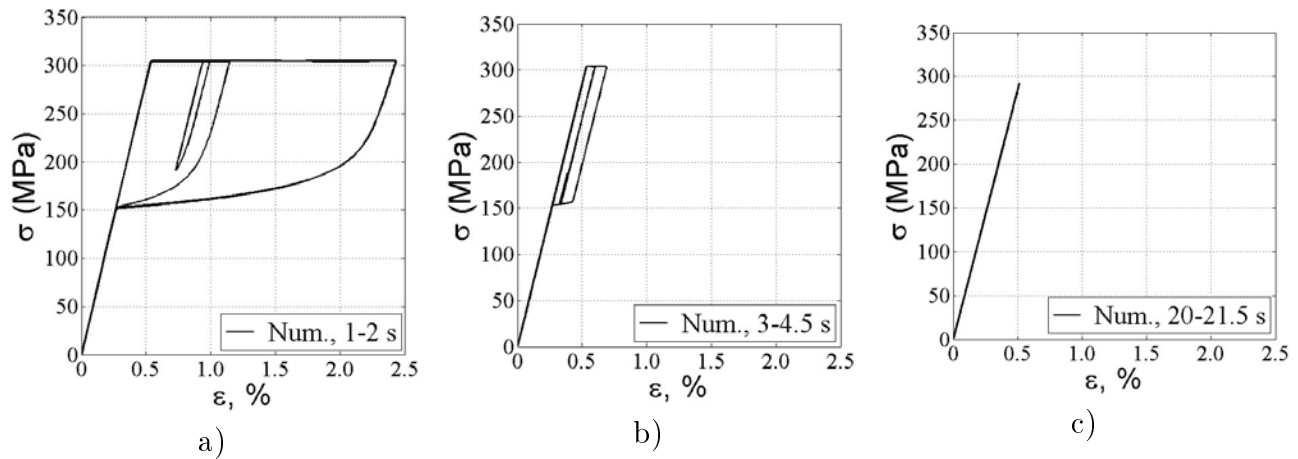


FIGURE 6.11 – a) Courbe σ - ε pour $t \in [1, 2]$ s ; b) Courbe σ - ε pour $t \in [3, 4.5]$ s ; c) Courbe σ - ε pour $t \in [20, 21.5]$ s

La plage [1, 2]s montre une importante déformation subie par le fil de NiTi. La plage [3, 4.5]s met en évidence de la martensite mais en faible quantité et il s'agit d'événements ponctuels. Dès 5 secondes, on n'observe qu'un comportement élastique de l'austénite pour accéder directement à la plage d'efficacité "2", à rapprocher de la plage observée dans l'étude précédente. Un traitement plus détaillé de cette configuration est directement confronté à celui de la loi de comportement "3" dans la section qui suit.

6.3.3 Contribution de la R-phase dans le pouvoir amortissant de l'alliage

La transformation R-phase semble être la cause de l'apparition d'une plage d'efficacité intermédiaire, d'après la courbe temporelle donnée en figure 6.12. Ce phénomène est donc mis en jeu, en plus de la transformation martensitique, pour donner le cas d'étude n°3.

La transformation R-phase permet ainsi d'atteindre une amplitude de déplacement très faible car la dissipation est effective même pour de très faibles amplitudes de déformation du fil (cf. figure 6.13-b)). La plage d'efficacité optimale "0" est légèrement plus longue dans le temps mais aussi légèrement moins efficace, en comparaison de la loi de comportement précédente. Le plateau

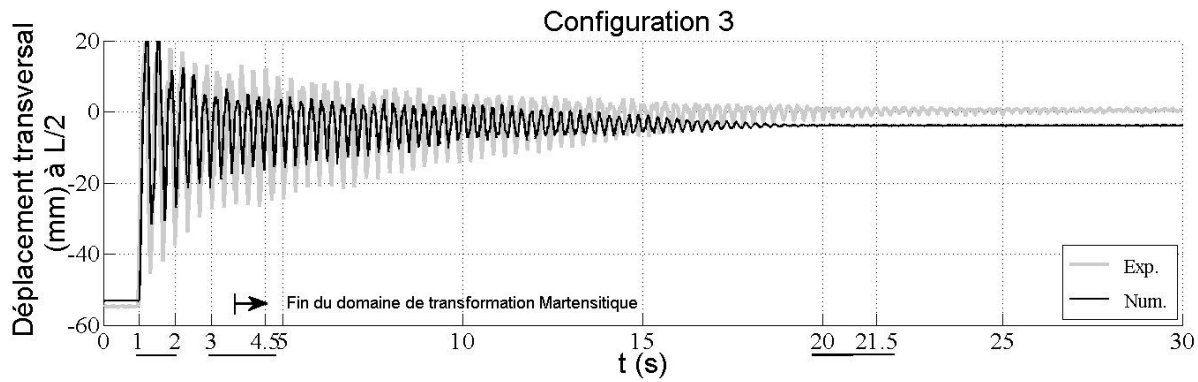


FIGURE 6.12 – Déplacement transversal du câble en son milieu (équipé d'un dispositif amortisseur à base de NiTi)

R-phase diminue la raideur du matériau, ainsi que l'énergie de retour élastique ΔW (correspondant à l'aire sous la courbe "aller"), d'après la courbe de comportement σ - ε en figure 6.13-a). La température d'essai, constante en l'absence d'intégration des couplages thermomécaniques, ne permet pas le retour à l'état 100 % austénitique à l'état libre de charge, suite aux cycles engendrant la formation de martensite (cf. figure 6.13-b)). La pré-tension du fil a pour conséquence une stabilisation du matériau à l'état biphasé R-phase-austénite, assurant une dissipation jusqu'à la quasi-immobilisation du câble. La figure 6.14 permet de confronter les configurations "sans" et

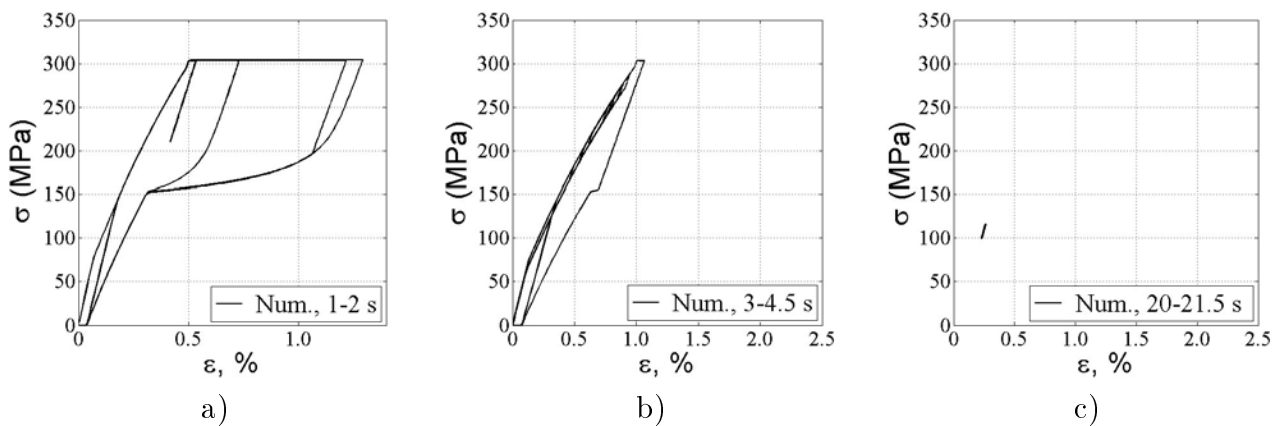


FIGURE 6.13 – a) Courbe σ - ε pour $t \in [1, 2]$ s ; b) Courbe σ - ε pour $t \in [3, 4.5]$ s ; c) Courbe σ - ε pour $t \in [20, 21.5]$ s

"avec" formation de R-phase (configurations 2 et 3). On peut comparer leurs évolutions respectives au regard de la fréquence et du logarithme de l'enveloppe associés au mode 1, du facteur de perte η et des fractions volumiques des phases "M" et "R".

L'évolution du facteur de perte et de l'enveloppe logarithmique sont en accord pour chacune des deux configurations. On observe un pic du facteur de perte associé à la formation de martensite à environ $t=3$ secondes, pour la loi de comportement "3". Il s'agit d'un évènement ponctuel qui a peu d'incidence sur l'évolution de l'amortissement. Dans le cas d'étude n°3, la formation de martensite est effectivement responsable de R-phase résiduelle (cf. figure 6.14-d)). Il peut toutefois s'agir d'une

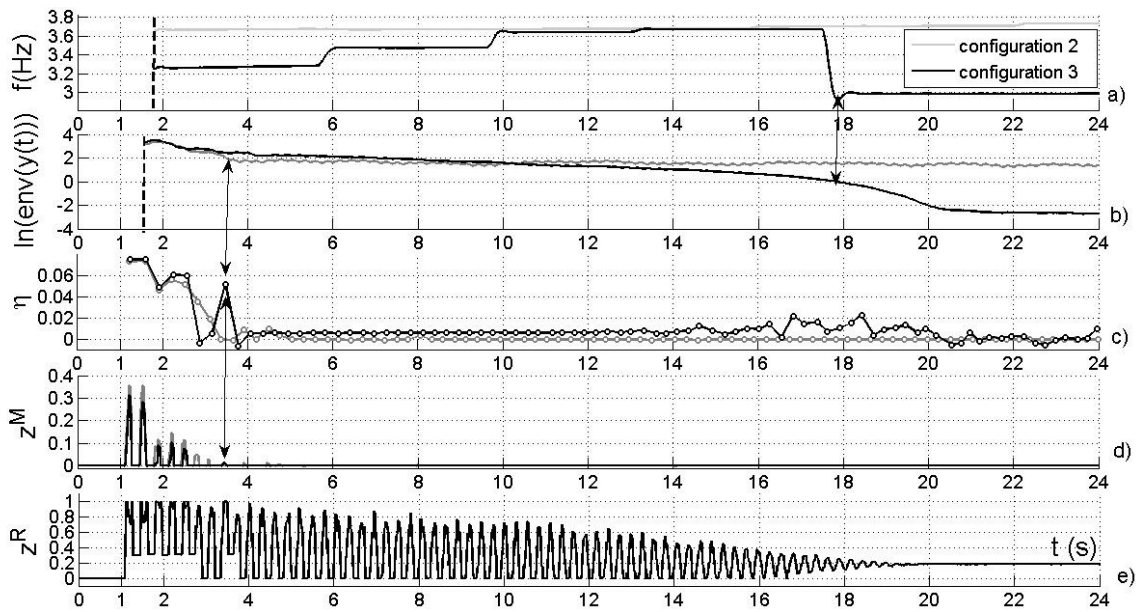


FIGURE 6.14 – Confrontation des lois de comportement 2 et 3 via les évolutions de : a) fréquence du mode 1; b) logarithme de l'enveloppe du signal; c) facteur de perte η d) z^M ; e) z^R pour la configuration 3

mauvaise compréhension des mécanismes de changement de phase dans la loi de comportement. Après 17 secondes d'oscillation, le fil n'est pratiquement plus sollicité ce qui vaut une chute de la fréquence, probablement due à un retour à la raideur initiale du système. Les effets de bord induits par le filtrage du signal ne permettent pas d'obtenir l'évolution de la fréquence lors de la première seconde suivant le lâcher du câble. On ne peut donc observer l'augmentation de la fréquence du mode 1 que pour le cas d'étude n°3. En effet, l'amortissement y dure de 17 à 19 secondes, en raison de la plage d'efficacité intermédiaire obtenue.

Le modèle finalement obtenu n'est donc plus bi-linéaire puisque trois plages d'efficacité sont possibles. Dans le cas présent, la pré-tension initiale du fil ainsi que la température ne permettent pas d'obtenir la plage d'amortissement "2" (domaine austénitique). En effet, de la R-phase se forme quelque soit l'amplitude de déplacement du câble.

6.3.4 Influence des effets de vitesse sur la dissipation de l'alliage

La configuration discutée ici a pour but de montrer l'effet de l'évolution de température. Pour faciliter la compréhension, la formation de R-phase n'est pas activée dans le sous-programme. Cela permet ainsi de réaliser une confrontation directe entre les configurations 2 et 4 (cf. figure 6.17). La courbe temporelle (cf. figure 6.15) montre une première plage d'amortissement moins efficace par rapport aux cas précédents mais plus proche de l'expérience. En effet, la vitesse de déformation du fil correspond, pour les conditions thermiques données, à la partie décroissante de l'évolution du facteur de perte (cf. chapitre 3).

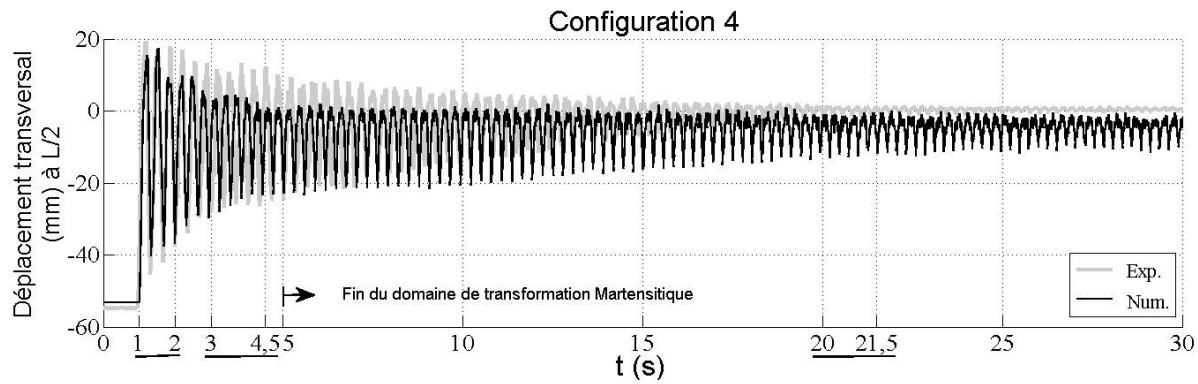


FIGURE 6.15 – Déplacement transversal du câble en son milieu (équipé d'un dispositif amortisseur à base de NiTi)

L'allure de la courbe σ - ε associée à la période $[1, 2]$ s (en figure 6.16-a)) montre en effet une augmentation de la pente du plateau de transformation martensitique (du fait des couplages thermomécaniques). Cette augmentation est à l'origine d'un facteur de perte plus faible, en comparaison avec le cas d'étude isotherme n°2 (cf. figures 6.17-b) et 6.17-c)).

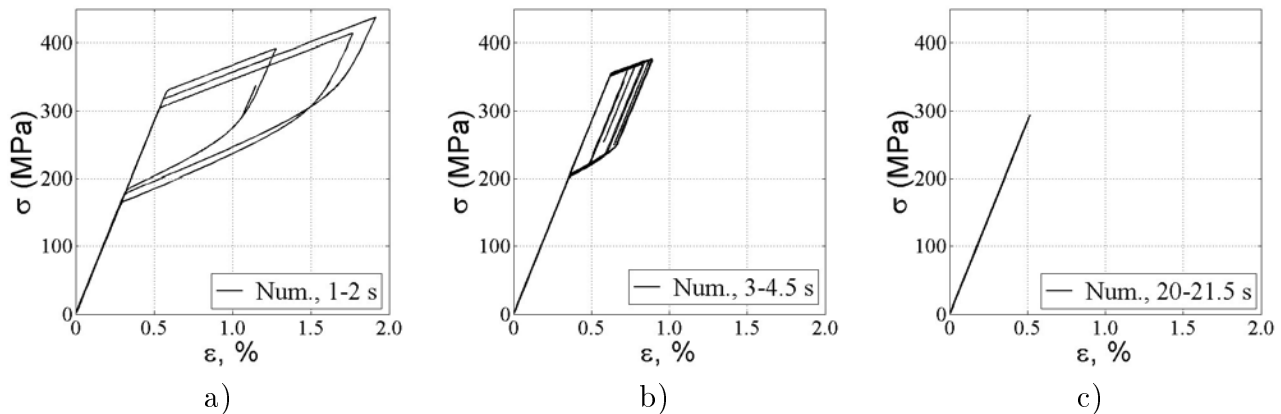


FIGURE 6.16 – a) Courbe σ - ε pour $t \in [1, 2]$ s ; b) Courbe σ - ε pour $t \in [3, 4.5]$ s ; c) Courbe σ - ε pour $t \in [20, 21.5]$ s

Le relativement faible pouvoir amortissant obtenu est néanmoins compensé par une plage "0" plus longue : la martensite apparaît sur plus de 4 secondes, d'après la figure 6.17-d). On peut constater au cours de la plage d'efficacité qui suit, un pouvoir amortissant non nul d'après l'évolution du logarithme de l'enveloppe. Il s'agirait en fait d'événements ponctuels de formation de la martensite. En effet, l'évolution de la température montre un auto-échauffement sur les 4 premières secondes, ce qui correspond bien à la période de formation de la martensite. On observe ensuite une diminution de la température via les transferts de chaleur du fil vers son environnement extérieur. D'après la loi qui relie la contrainte de début de transformation à la température, le seuil de transformation augmente pour devenir inatteignable aux niveaux de déformation imposés par le câble, puis diminue lentement en l'absence de dissipation. Une fois la température suffisamment basse la transformation se produit. La chaleur latente de transformation associée a pour effet d'augmenter la température, qui repousse à nouveau le seuil de transformation et ainsi de suite. Enfin, l'allongement de la plage d'efficacité "0" permet d'observer une augmentation de la fréquence jusqu'à la

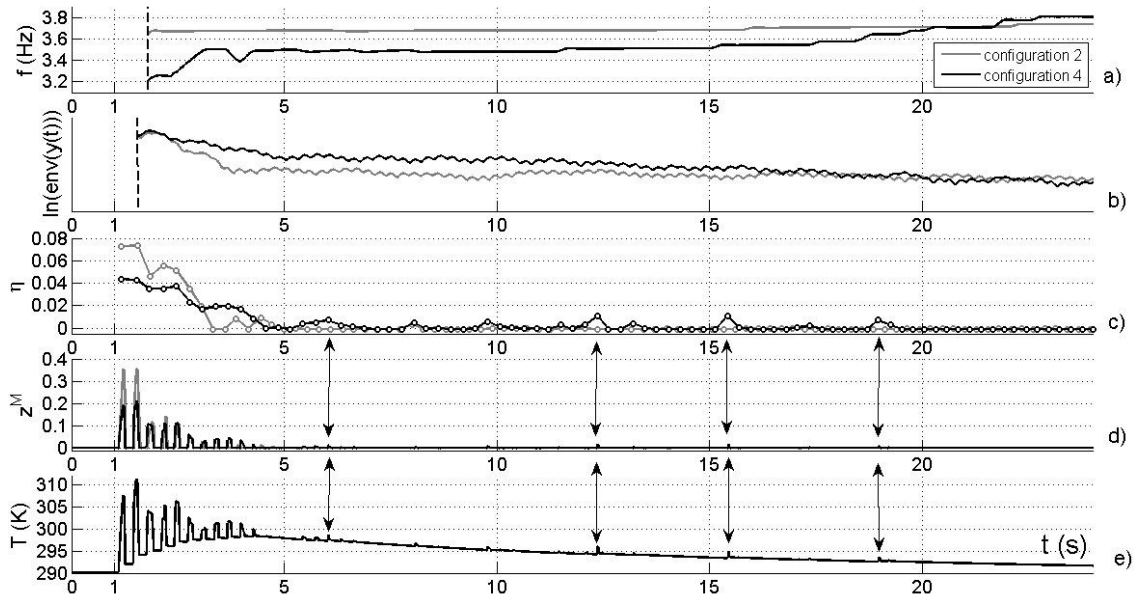


FIGURE 6.17 – Confrontation des lois de comportement 2 et 4 via les évolutions de : a) fréquence du mode 1 ; b) logarithme de l'enveloppe du signal ; c) facteur de perte η ; d) z^M ; e) température

date de 4 à 5 secondes (cf. figure 6.17-a)). Ensuite, l'augmentation se fait plus lente et progressive.

6.3.5 Effets combinés de la R-phase et de la vitesse de sollicitation

La configuration 5 est la combinaison de la R-phase avec les couplages thermomécaniques. En effet, la R-phase est très dépendante vis-à-vis de la température, d'après le pseudo diagramme de phase élaboré en première partie. La courbe temporelle est présentée en figure 6.18. L'évolution du comportement mécanique du fil de NiTi est donnée en figures 6.19-a), 6.19-b) et 6.19-c). L'étude détaillée sera effectuée dans la section suivante en confrontation directe avec la loi de comportement n°6, la plus évoluée, prenant en compte les conditions aux limites et la propagation de transformation. La principale différence avec la configuration 4 (pas de transformation R-phase possible) apparaît au niveau de la plage d'amortissement succédant à la plage "0", dont la courbe σ - ε est donnée en figure 6.19-a). Il ne s'agit plus de formation occasionnelle de martensite mais de transformation régulière de R-phase, d'après la figure 6.19-b) puis 6.19-c).

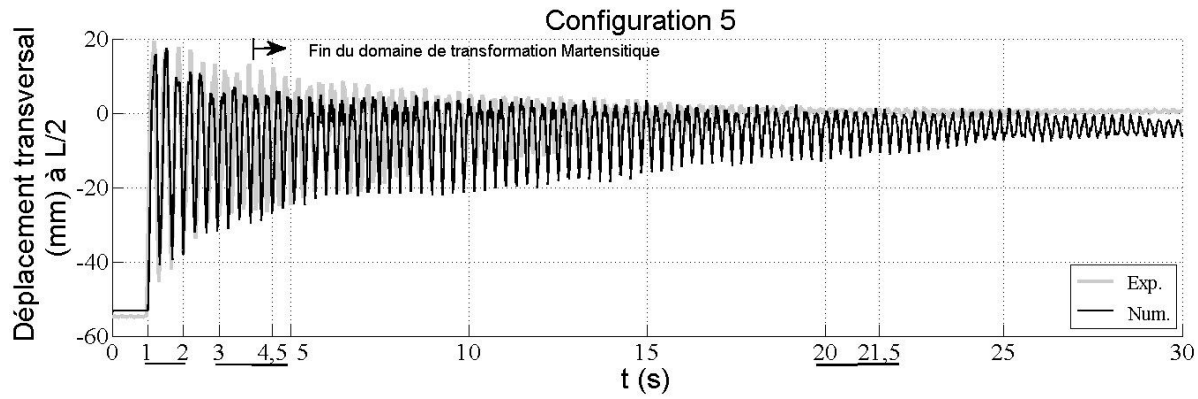


FIGURE 6.18 – Déplacement transversal du câble en son milieu (équipé d'un dispositif amortisseur à base de NiTi)

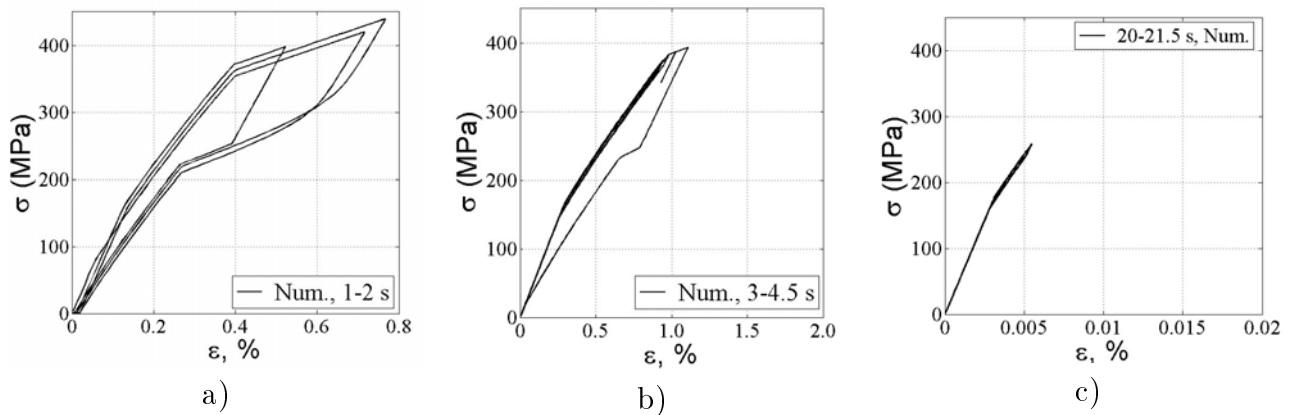


FIGURE 6.19 – a) Courbe σ - ε pour $t \in [1, 2]$ s ; b) Courbe σ - ε pour $t \in [3, 4.5]$ s ; c) Courbe σ - ε pour $t \in [20, 21.5]$ s

Cette loi de comportement fournit une approximation correcte. Le calcul reste assez intéressant en matière de temps de calcul et de stabilité. En effet, il est relativement "facile" de mener une analyse couplée thermomécanique avec une loi de comportement programmée par l'utilisateur, tant que le comportement de la partie non-linéaire du modèle reste spatialement homogène. Ce point est nécessairement vrai pour un fil comprenant un unique élément.

6.3.6 Prise en compte de l'hétérogénéité du matériau

La dernière configuration consiste à élever le fil de NiTi de l'échelle du "matériau" à l'échelle de la "structure", à l'image du travail réalisé dans le chapitre 4. En effet, le "fil numérique" est désormais subdivisé en 32 éléments et les inter-connexions sont traitées de façon analogue. Seule la valeur de contrainte simulant le serrage au niveau des mors a été réévaluée par rapport au cas de modélisation des essais sur machine de traction. En effet, les fils ont dû être fortement serrés dans les mors pour ne pas glisser. Le niveau finalement retenu est d'environ 300 MPa afin de rester hors du domaine de transformation martensitique à l'état initial.

La courbe temporelle ainsi obtenue et présentée en figure 6.20 donne la meilleure prévision du déplacement transversal du câble au cours du temps. L'évolution du comportement mécanique est donnée en 3 éléments : n°2, n°4 et n°12 (cf. figures 6.21-a), 6.21-b), 6.21-c), respectivement). Les éléments sont numérotés de 1 à 32, "1" correspondant à l'élément situé à l'extrémité "côté câble" et "32" à l'extrémité "côté bâti". On peut aussi observer leur évolution au cours du temps, par comparaison sur les plages temporelles de référence.

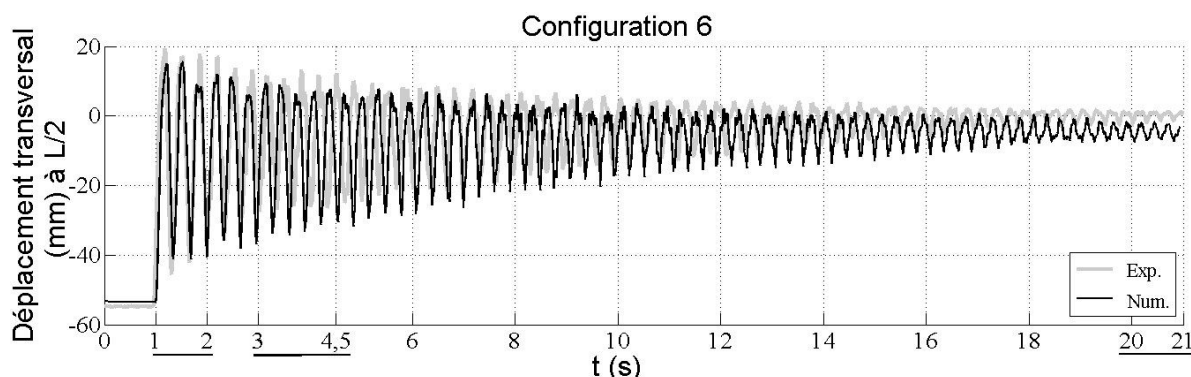


FIGURE 6.20 – Déplacement transversal du câble en son milieu (équipé d'un dispositif amortisseur à base de NiTi)

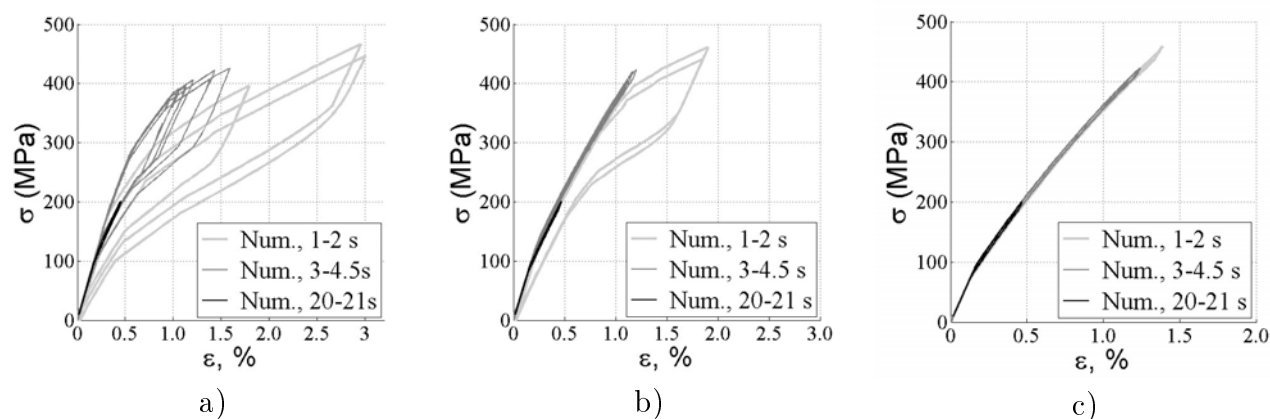


FIGURE 6.21 – Courbes σ - ε , pour différentes dates, associées à : a) l'élément n°2 ; b) l'élément n°4 ; c) l'élément n°12

L'élément situé à proximité des ancrages se déforme plus que les suivants. Celui-ci est en effet plus affecté par les sur-contraintes de propagation en comparaison des éléments loin des mors. Les hypothèses menant à cette observation sont détaillées dans le chapitre 4 de cette thèse. C'est l'assemblage des comportements hétérogènes qui donne une évolution du comportement global plus progressive que pour l'étude précédente. Le comportement "global" du fil présenté en figure 6.22 est à comparer avec le comportement associé à un fil homogène et donné en figure 6.19 de la section précédente.

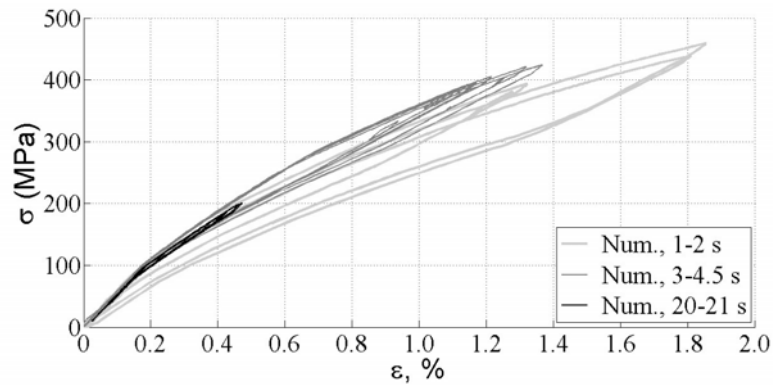


FIGURE 6.22 – Comportement mécanique global du fil, pour les mêmes plages temporelles qu'en figure 6.21

La valeur de contrainte obtenue est plus faible que celle de la première étude, dont le comportement était celui de l'état austénitique. Les efforts sont donc moins néfastes pour la structure du fait de l'évolution de la raideur. Par comparaison avec la loi de comportement n°5, les boucles d'hystérésis présentent un pouvoir dissipatif plus faible pour les niveaux de déformation les plus élevés mais plus fort pour les niveaux de déformation les plus faibles. Ce résultat est effectivement illustré par la figure 6.23-c) via l'évolution du facteur de perte.

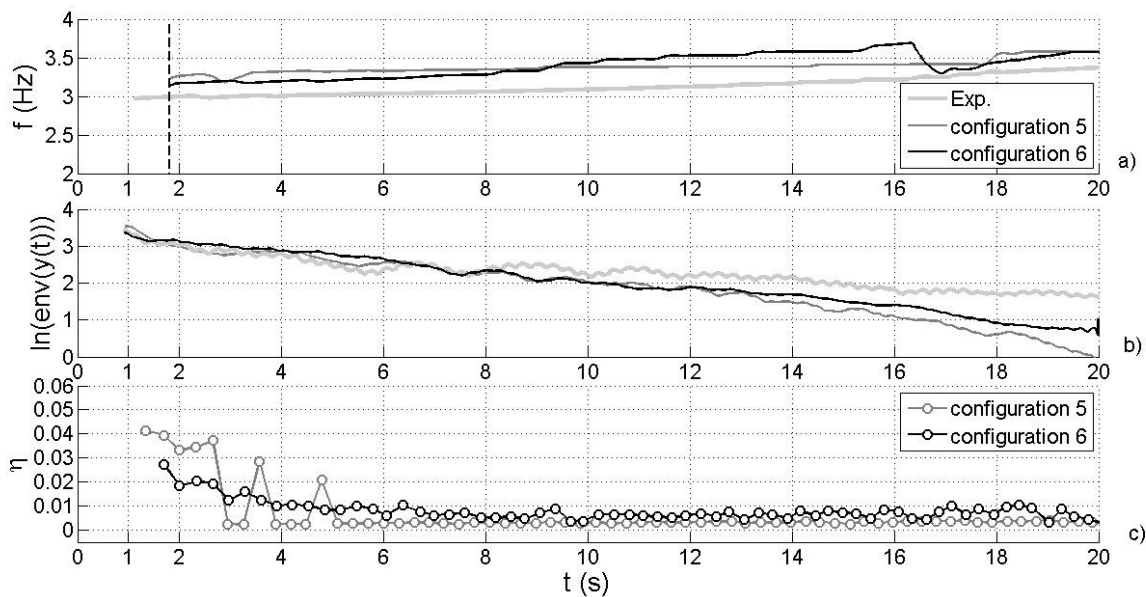


FIGURE 6.23 – Confrontation des lois de comportement 5 et 6 via les évolutions de : a) fréquence du mode 1 ; b) logarithme de l'enveloppe du signal ; c) facteur de perte η

Le facteur de perte évolue de manière bien plus progressive pour la loi de comportement 6 que pour la cinquième. La nette différence entre les valeurs de taux d'amortissement évaluées ne se traduit pas dans les mêmes proportions au regard de l'évolution de l'amplitude du signal. La longueur de chacune des phases est aussi un paramètre important. Cela montre que le calcul du

taux d'amortissement reste un critère sévère : une erreur importante ne donne pas forcément une mauvaise approximation en termes d'amplitudes de vibration du câble. L'évolution de la fréquence est elle plus délicate à interpréter à cause des effets de bord qui détériorent le début du signal et ôtent des informations sur la première plage d'amortissement. Néanmoins, on constate une augmentation assez importante de la fréquence associée au mode 1, après une seconde passée sous un régime d'oscillations libres. La vitesse d'évolution est comparable entre le cas d'étude n°6 et l'expérience. Cependant, la fréquence de la première débute à 3.20 Hz contre 3.00 Hz.

On se propose de vérifier numériquement s'il existe une corrélation entre la raideur apparente du dispositif amortisseur et l'évolution de la fréquence en figure 6.24.

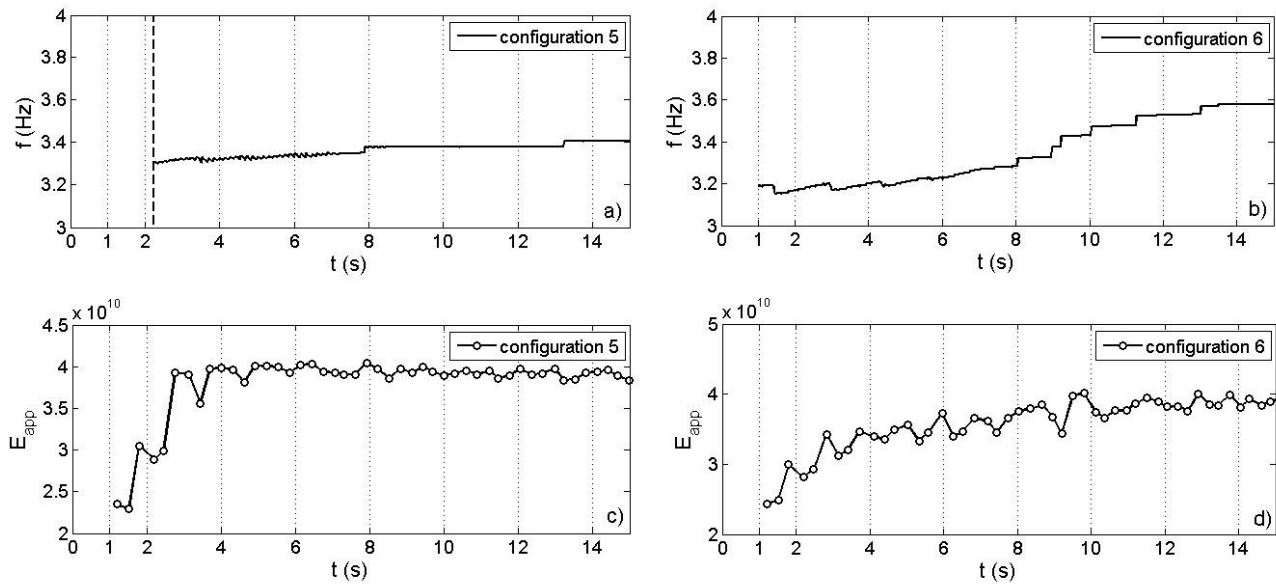


FIGURE 6.24 – Confrontation des lois de comportement 5 et 6 via les évolutions de : a) fréquence du mode 1 (5); b) fréquence du mode 1 (6); c) module d'élasticité apparent du matériau (5); d) module d'élasticité apparent du matériau (6)

On rappelle que la raideur apparente prise sur un cycle de sollicitation du dispositif correspond à la pente de la droite reliant les extrema de la boucle d'hystérésis associée (cf. chapitre 5). Le cas d'étude n°5 présente une relativement lente augmentation de la fréquence associée à la plage d'amortissement "1". En parallèle, la variation de raideur suit la même évolution. La plage "0" est, quant à elle, détériorée par les effets de bord et la fréquence n'est pas indiquée (cf. figure 6.24-a)). La raideur évolue fortement sur cette même période. Le cas d'étude n°6 ne présente pas ces effets de bord (cf. figure 6.24-b)). On peut l'expliquer par un pouvoir amortissant plus faible et donc une évolution plus régulière du logarithme de l'enveloppe. Les évolutions de la raideur et de la fréquence évoluent de manière plus progressive d'après la figure 6.24. L'évolution de la fréquence semble donc un indicateur qualitatif du fonctionnement du dispositif amortisseur. Mais les non-linéarités mécaniques et géométriques rendent la corrélation directe difficile.

En revanche, l'expérience a permis de suivre l'évolution de l'allongement relatif des fils intégrés dans le dispositif au cours de l'amortissement. La figure 6.25 effectue la comparaison entre l'évolution de la déformation pour les cas d'étude n°5 et 6 avec l'expérience.

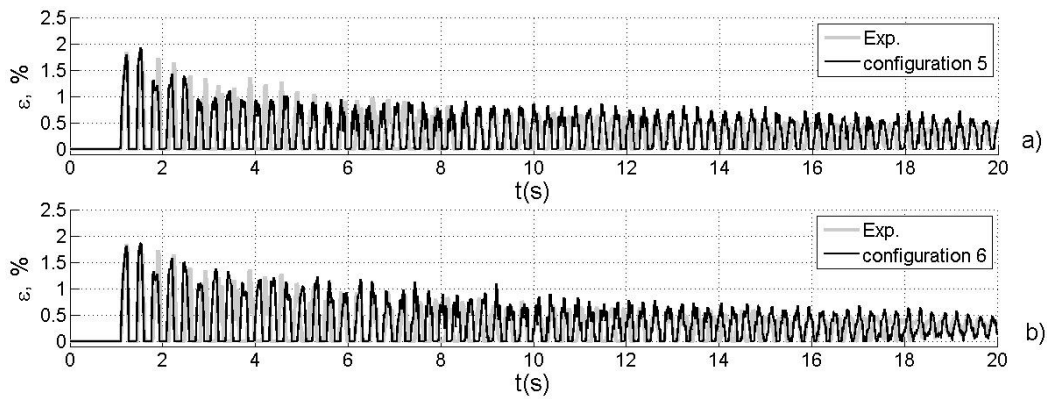


FIGURE 6.25 – Evolution de l'allongement (relatif) global du fil lors des essais associés aux figures 6.18 (courbe a)) et 6.20 (courbe b))

Pour le cas d'étude n°5, l'évolution simulée est satisfaisante, bien que celle associée à la loi de comportement 6 donne une meilleure approximation (cf. figure 6.25). Le résultat n'est pas surprenant car la déformation dépend directement du déplacement du câble. Cela signifie cependant que la pré-tension du câble est bien prise en compte dans le modèle.

Pour finaliser l'étude des lois de comportement 5 et 6, on se propose de suivre l'évolution de la température des éléments n°2, n°4 et n°12, afin de situer les plages d'auto-échauffement par rapport aux plages de formation de la martensite et de la R-phase. Afin de ne pas détériorer les signaux présentés en figure 6.26, ceux-ci ne seront pas filtrés.

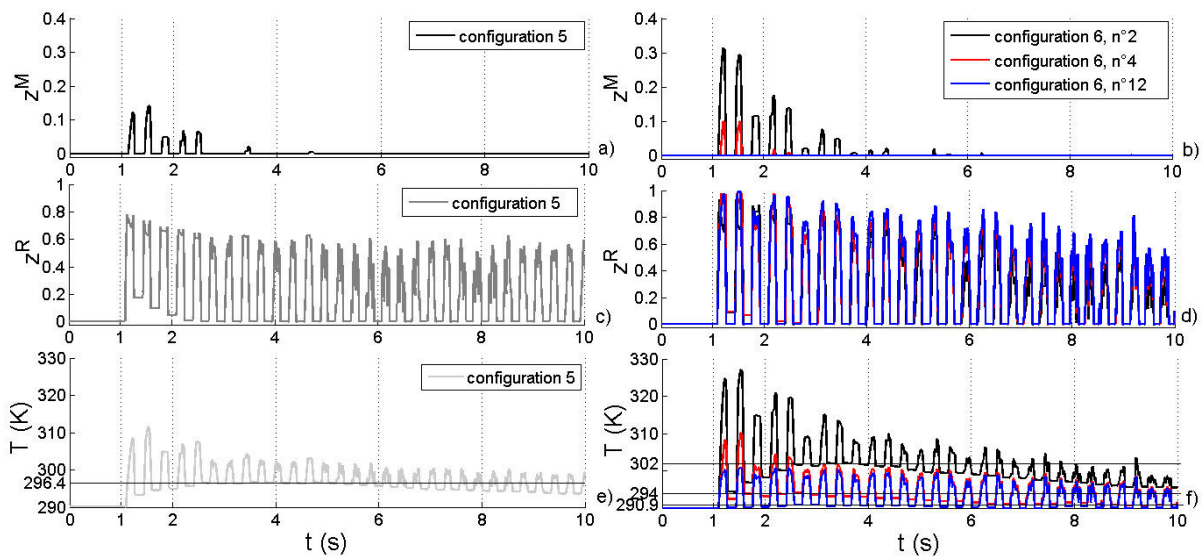


FIGURE 6.26 – Evolution de z^M : a) loi n°5, b) loi n°6 ; évolution de z^R : c) loi n°5, d) loi n°6 ; évolution de la température : e) loi n°5, f) loi n°6

Pour le cas d'étude n°5, on observe une élévation de la température de l'ordre de 6 K, sur une plage correspondant précisément à la formation de martensite (durant 3 secondes suivant le lâcher du câble). La formation de R-phase ne permet pas de compenser le refroidissement par

convection, compte tenu de son faible rôle sur le plan thermique pour la vitesse de sollicitation considérée. Le cas d'étude n°6 est plus délicat à interpréter du fait du comportement hétérogène et de la diffusion thermique entre les différents éléments. Par exemple, l'élément n°12 subit des variations de température significatives (environ 10 K, soit bien plus que la transformation R-phase ne le permet). Pourtant, celui-ci ne forme pas de martensite (cf. figure 6.26-b)d)f)). C'est le résultat de la conduction de chaleur le long du fil à partir des éléments proches des mors, dont la transformation est favorisée. Contrairement aux données extraites de l'expérience, on ne constate pas de retard particulier dans l'évolution de la température en moyenne, à l'exception de l'élément n°12. L'élévation de température de celui-ci accélère à partir d'une seconde suivant la mise en vibration du câble. Il est difficile de conclure sur la validité du modèle à partir du suivi de température. Il faudrait plus de points de comparaison entre l'expérience et la simulation numérique pour cela. Il serait par ailleurs intéressant de regarder l'influence du maillage du "fil numérique" sur la distribution de température dans le cas d'étude n°6.

Finalement le modèle obtenu est relativement coûteux en temps de calcul. Chacun des phénomènes apporte sa contribution dans l'amélioration de la prédiction du comportement dynamique d'un câble équipé d'un dispositif amortisseur à base de fils de NiTi. Afin de confirmer l'intérêt de la mise en œuvre de la transformation R-phase dans la loi de comportement, la figure 6.27 montre à travers la loi de comportement 7 (\equiv configuration 6 sans R-phase) que la R-phase est bien à l'origine de la dissipation à faibles niveaux de déformation.

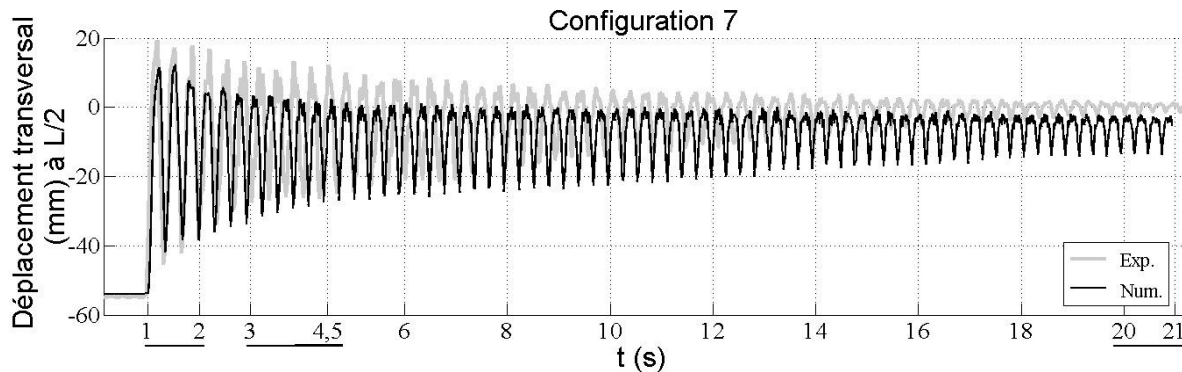


FIGURE 6.27 – Déplacement transversal du câble en son milieu (équipé d'un dispositif amortisseur à base de NiTi)

On observe que l'absence de R-phase permet une formation de martensite plus diffuse, constatée jusqu'à l'élément n°12 (cf. figure 6.28). La première amplitude est réduite car la raideur est plus élevée en absence de R-phase. On le retrouve à l'échelle du fil, d'après la figure 6.29.

6.3.7 Synthèse des résultats et sélection du modèle le plus pertinent

En fonction du niveau d'exigence des résultats recherché, on peut retenir deux modèles :

- Le modèle n°5 est un modèle "ingénieur" relativement performant et à peine plus exigeant que les versions 2 à 4. Il intègre le comportement thermomécanique de l'alliage de NiTi,

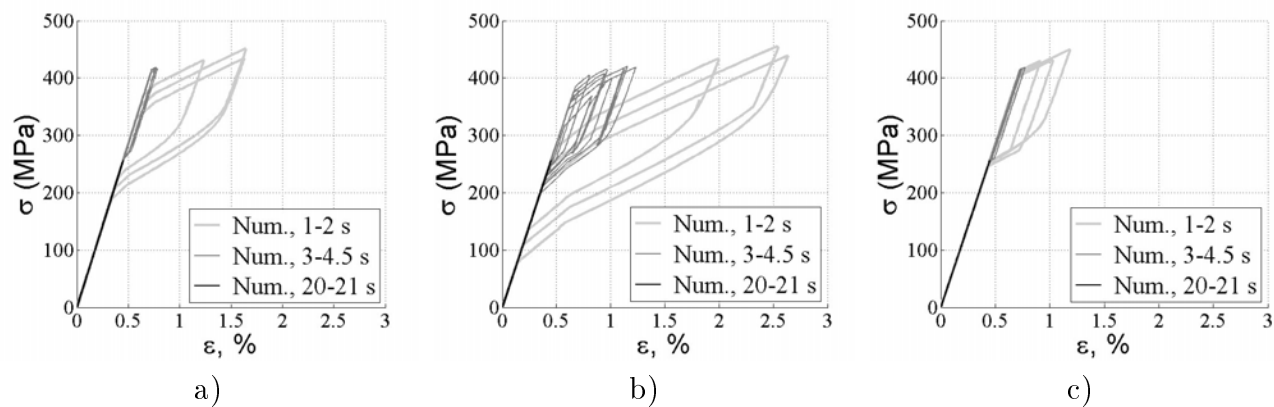


FIGURE 6.28 – Courbes σ - ε , pour différentes dates, associées à : a) l'élément n°2 ; b) l'élément n°4 ; c) l'élément n°12

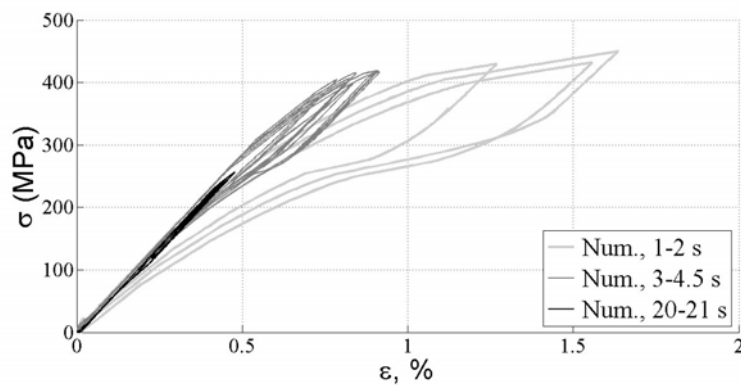


FIGURE 6.29 – Comportement mécanique global du fil, pour les mêmes plages temporelles qu'en figure 6.22

présenté dans le chapitre 3 de ce rapport. Le modèle est numériquement stable et donne une vision globale du fil.

- Le modèle n°6 est un modèle plus abouti qui introduit une formulation "non-locale" en variables internes, comme présenté dans le chapitre 4. Mais il est plus coûteux en temps de calcul. Il fournit néanmoins de nombreuses informations qui peuvent s'avérer utiles dans la compréhension de l'effet global. De plus, il peut servir à la confrontation avec les observations expérimentales faites à l'échelle locale.

En guise de synthèse, on se propose de regarder l'effet global du dispositif le long du câble en observant les courbes temporelles obtenues à $L/4$ et à $L/16$ pour le cas d'étude n°6 (cf. figure 6.30).

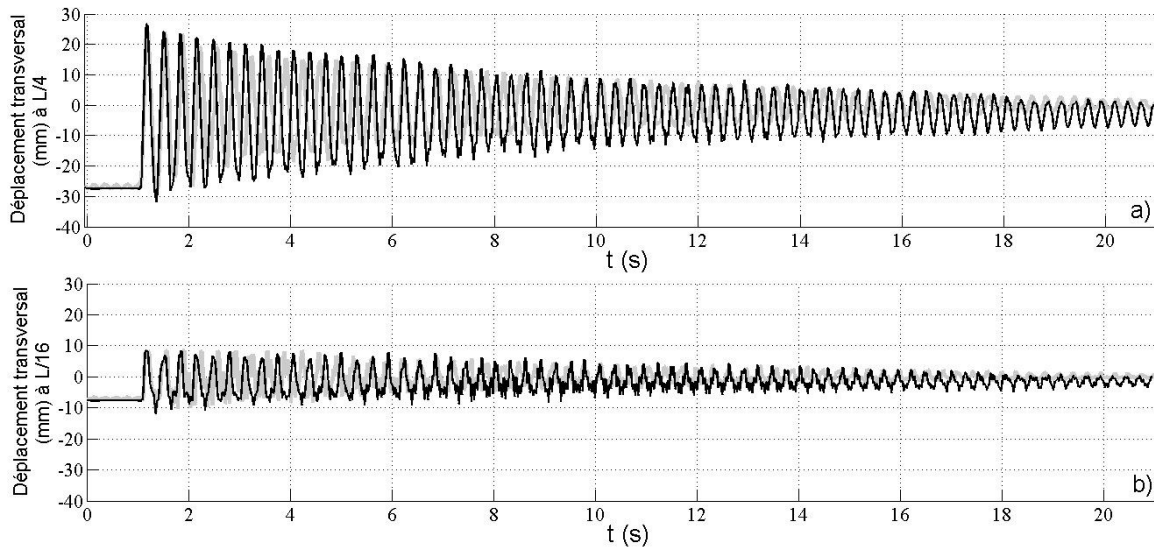


FIGURE 6.30 – Déplacement transversal du câble équipé d'un dispositif amortisseur placé en $L/2$, vu en : a) $L/4$; b) $L/16$

Le résultat obtenu en termes d'amplitudes, observées loin du dispositif, est satisfaisant. En termes de taux d'amortissement relatif aux modes 1 et 2 (étudiés à $L/2$ et à $L/4$, respectivement), la configuration 6 est effectivement la plus pertinente, d'après le diagramme donné en figure 6.31. Celui-ci effectue la comparaison des taux d'amortissement associés au mode 1 (plages d'amortissement 1 et 2) et au mode 2 (page 1), pour les différentes lois de comportement présentées dans ce chapitre. La durée des plages d'amortissement est précisée.

La loi de comportement 5 est aussi intéressante notamment en ce qui concerne le mode 2. Le résultat concernant le mode 1 est cependant discutable. Il doit s'agir de l'effet des ancrages via les conditions aux limites. Les durées associées à chacune des phases sont indiquées sur le diagramme. En effet, la durée est importante au même titre que le taux d'amortissement pour obtenir la courbe de déplacement du câble désiré.

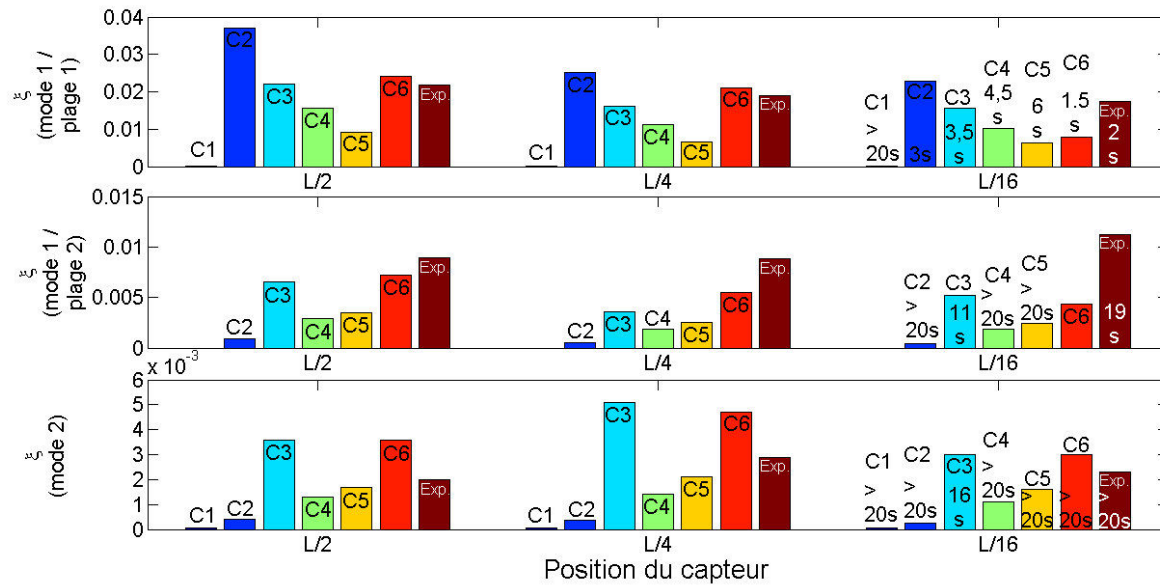


FIGURE 6.31 – Comparaison des taux d'amortissement associés aux différents modèles étudiés

6.4 Validation du modèle de comportement dynamique par confrontation avec les résultats expérimentaux

Afin de valider définitivement à la fois le modèle et les paramètres injectés dans la loi de comportement du matériau il est nécessaire de regarder si la modélisation retenue convient pour d'autres configurations. A la suite d'un complément sur la configuration d'essai précédente où l'on regarde l'influence de la température (cf. section 6.4.1), nous placerons l'amortisseur à L/4 tandis que la force d'excitation sera localisée à L/2 (cf. section 6.4.2). Enfin, nous mettrons en jeu les modes de rang pair en plus de ceux de rang impair, en excitant le câble à L/4 et en plaçant le dispositif à L/2 (cf. section 6.4.3).

6.4.1 Configuration "amortisseur et force déviatrice à L/2"

La figure 6.32 permet de valider les versions 5 et 6 du modèle dans cette configuration en faisant varier le paramètre "température". La simulation a été effectuée pour une température extérieure de 6°C, à l'image de l'essai de référence extrait de la première campagne expérimentale.

Pour la température extérieure de 6°C, le résultat fourni par la version 6 du modèle est plus proche de l'expérience que celui issu de la version 5. On retrouve un amortissement surestimé dans un premier temps, puis sous-estimé dans un second, en ce qui concerne la version 5. L'hétérogénéité de la version 6 conduit à une évolution progressive de l'amortissement.

L'évolution au cours de l'amortissement des énergies mises en jeu à 17°C et 6°C est présentée en figure 6.33.

D'après la figure 6.33-a), on retrouve une évolution de l'aire de la boucle comparable entre les deux températures étudiées comme on a pu l'observer à l'échelle du matériau dans le chapitre 3. Par ailleurs, l'aire sous le chemin de transformation directe (W) est plus faible pour 6°C (cf.

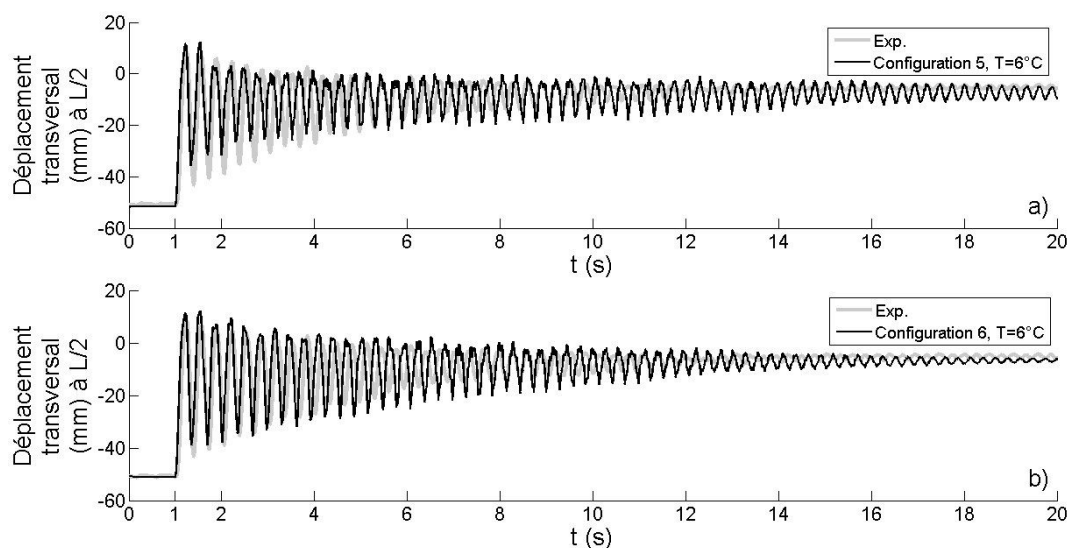


FIGURE 6.32 – Configuration "amortisseur et force déviatrice à $L/2$ ", déplacement transversal du câble en son milieu (équipé d'un dispositif amortisseur à base de NiTi), $T_{essai}=6^{\circ}\text{C}$: a) version 5 ; b) version 6

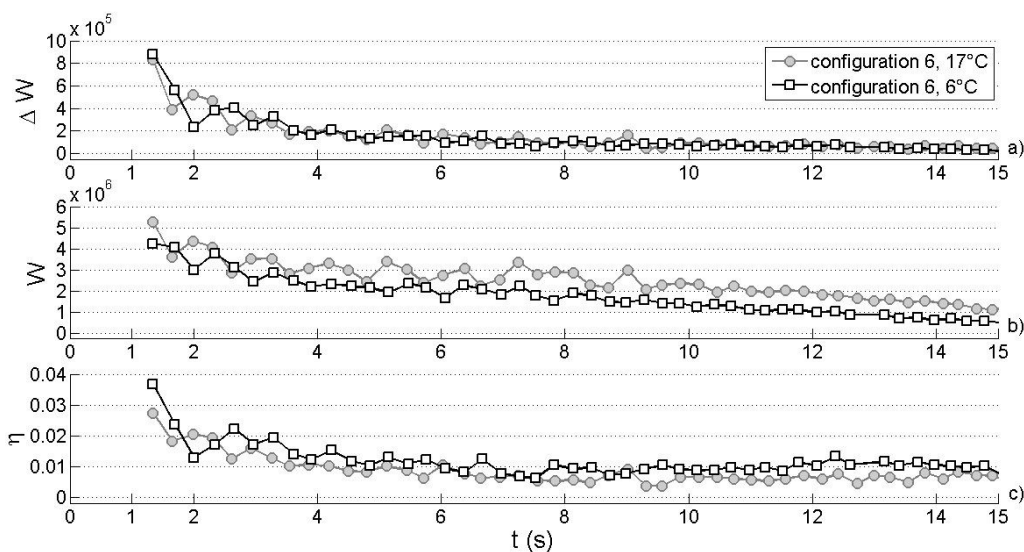


FIGURE 6.33 – Configuration "amortisseur et force déviatrice à $L/2$ ", énergies mises en jeu lors de l'amortissement à $T_{essai}=6^{\circ}\text{C}$ et 17°C (loi de comportement 6) : a) énergie de dissipation ; b) énergie de stockage récupérable ; c) facteur de perte

figure 6.33-b)). Conformément aux résultats de caractérisation sur fils, le pouvoir amortissant a augmenté avec la diminution de température (cf. figure 6.33-c)).

6.4.2 Configuration "amortisseur à $L/4$ et force déviatrice à $L/2$ "

On se propose de valider ici une configuration où l'on déplace le dispositif amortisseur de la position précédemment étudiée. *A priori*, le mode 2 ne sera pas excité à $L/2$, à moins que la présence du dispositif n'affecte l'emplacement du nœud associé. La figure 6.34 effectue la comparaison du déplacement transversal du câble en différentes positions.

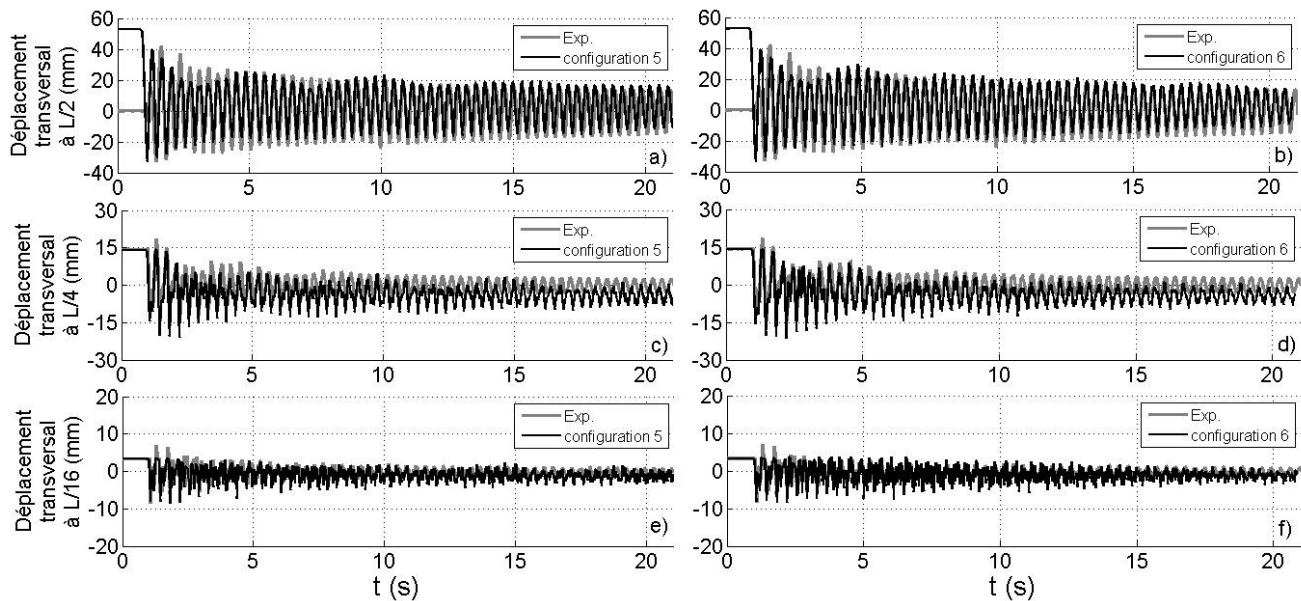


FIGURE 6.34 – Configuration "amortisseur à $L/4$ et force déviatrice à $L/2$ " : déplacement transversal du câble à $L/2$: a) version 5 ; b) version 6, à $L/4$: c) version 5 ; d) version 6, à $L/16$: e) version 5 ; f) version 6

Les résultats sont qualitativement satisfaisants pour les deux cas d'étude. La figure 6.35 confronte les deux versions du modèle à l'expérience, sur le plan de l'évolution de la fréquence et du décrément logarithmique.

L'évolution de près de 0.1 Hz de la fréquence (cf. figure 6.35-a)) montre que la raideur du système affecte bien les deux premiers modes. L'évolution progressive de l'amortissement (cf. figure 6.35-b)) est à rapprocher de l'évolution de la fréquence, qui est conforme à l'expérience dans le cas de la loi de comportement 6. Les 2 modes sont affectés de façon équivalente d'après la théorie de la corde vibrante. Le comportement des deux modes semble effectivement symétrique.

6.4.3 Configuration "amortisseur à $L/2$ et force déviatrice à $L/4$ "

La dernière étape de validation permet de démontrer que le modèle convient en cas de déplacement de l'effort par rapport à la position des configurations précédentes. Il s'agit de la configuration d'essai la plus défavorable au regard du mode 2 : l'excitation se situe au niveau du ventre, tandis

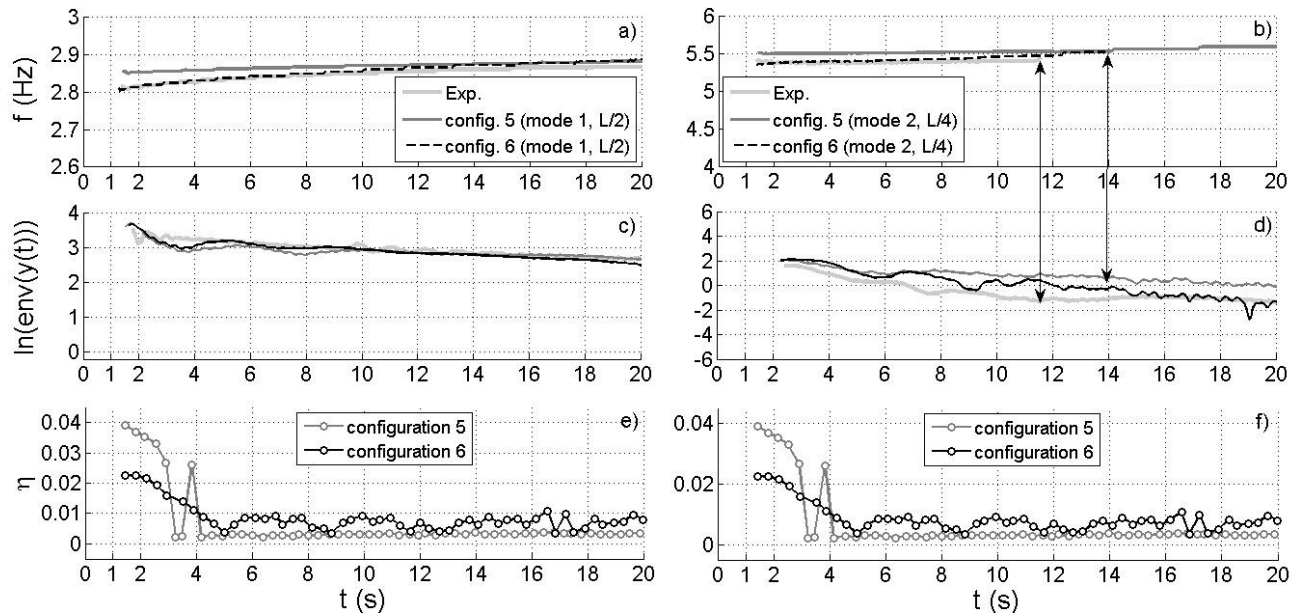


FIGURE 6.35 – Configuration "amortisseur à $L/4$ et force déviatrice à $L/2$ ", confrontation des versions 5 et 6 du modèle via les évolutions de la fréquence : a) mode 1 ; b) mode 2, du logarithme de l'enveloppe du signal : c) mode 1 ; d) mode 2, du facteur de perte η : e) mode 1 ; f) mode 2

que l'amortisseur est placé au nœud du mode en question. La confrontation à l'expérience des versions 5 et 6 du modèle, sur le plan du déplacement du câble en différentes positions, est effectuée en figure 6.36.

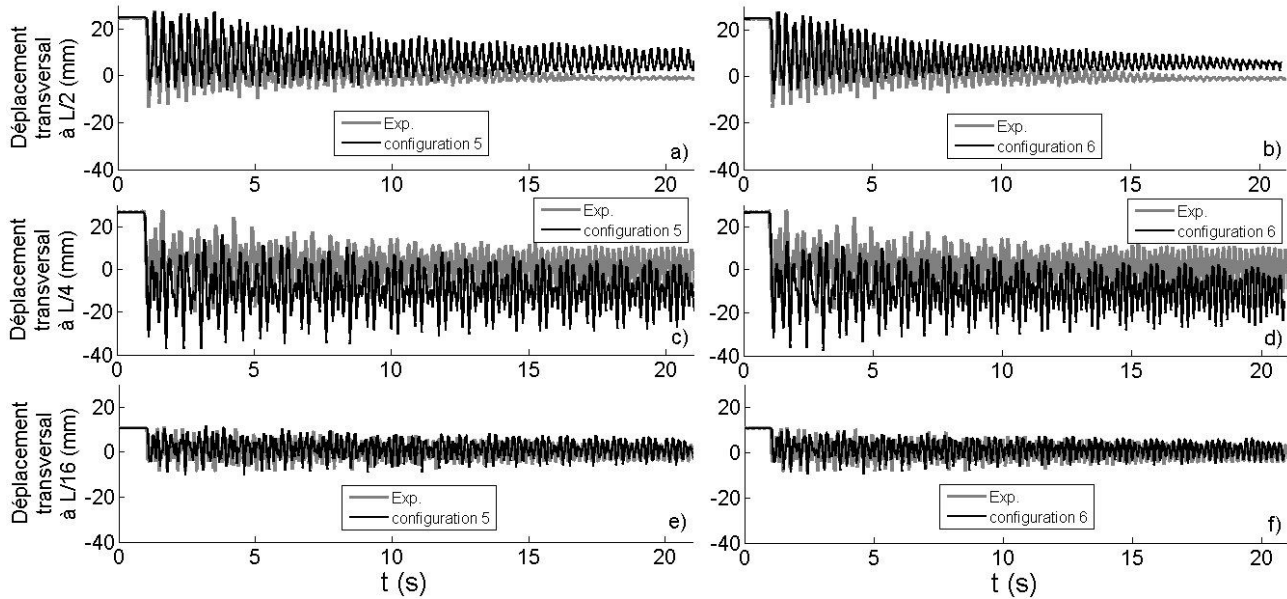


FIGURE 6.36 – Configuration "amortisseur à $L/2$ et force déviatrice à $L/4$ ", déplacement transversal du câble équipé du dispositif amortisseur placé à $L/2$: a) version 5 ; b) version 6, à $L/4$: c) version 5 ; d) version 6, à $L/16$: e) version 5 ; f) version 6

Les résultats sont qualitativement satisfaisants pour les deux versions du modèle étudiées et plus particulièrement en ce qui concerne la n°6. A l'image de l'essai de référence (amortisseur et force déviatrice à $L/2$), la dissipation des éléments situés près des ancrages, associée à la R-phase formée tout le long du fil, permet d'atteindre un niveau d'amplitude plus faible et aussi plus proche de l'expérience (observation à $L/2$). La comparaison à $L/16$ donne de très bons résultats. En revanche, bien que les amplitudes des oscillations soient satisfaisantes à $L/4$ par rapport à l'expérience, l'amplitude du premier lâcher prévue par la simulation est plus élevée (cf. figures 6.36-c)d)). L'action du dispositif en tant que "point mou" peut expliquer cette différence. L'effet du poids propre peut aussi intervenir lors d'une configuration d'essai non symétrique. On rappelle que ce dernier point n'a pas été intégré dans la modélisation.

La figure 6.37 confronte les deux versions du modèle à l'expérience, sur le plan de l'évolution de la fréquence et du décrément logarithmique.

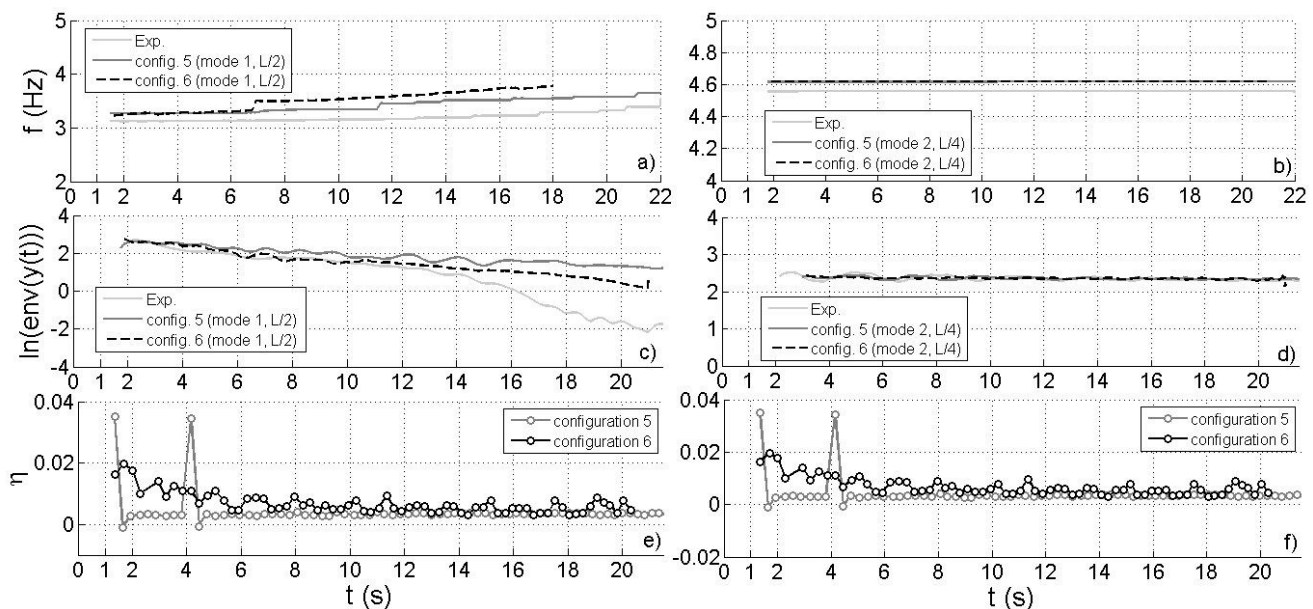


FIGURE 6.37 – Configuration "amortisseur à $L/2$ et force déviatrice à $L/4$ ", confrontation des versions 5 et 6 du modèle via les évolutions de la fréquence : a) mode 1 ; b) mode 2, du logarithme de l'enveloppe du signal : c) mode 1 ; d) mode 2, du facteur de perte η : e) mode 1 ; f) mode 2

Les courbes d'évolution des fréquences et du logarithme des enveloppes associées aux modes 1 et 2 (obtenues après filtrage) démontrent l'inefficacité du dispositif sur le mode 2. La fréquence n'évolue pas et sa valeur correspond à la première harmonique du mode 1 pour le câble nu (cf. figure 6.37) : environ 4.6 Hz contre 5.5 Hz pour le cas traité en section 6.4.2). Il s'agit donc d'un mode additionnel. En revanche, l'évolution de l'action du dispositif sur le mode 1 se traduit par une augmentation de la fréquence au cours du temps. Le cas d'étude n°6 surestime l'augmentation de la fréquence. C'est moins le cas pour le n°5 : il se forme très peu de martensite lorsque l'effet des mors n'est pas pris en compte.

6.5 Synthèse des résultats fournis par le modèle

Ce chapitre a permis de confronter les résultats numériques des modèles présentés aux résultats expérimentaux. Les bons résultats permettent de valider à la fois le modèle par éléments finis simulant les essais de vibration du câble (cf. chapitre 5), la loi de comportement super-élastique affectée et surtout de justifier l'intégration de différents phénomènes propres aux AMF et discutés en première partie. En effet, chacune des améliorations a permis de se rapprocher des résultats expérimentaux sur un aspect particulier. Les points importants sont les suivants :

- Un dispositif au comportement élastique affecte l'allure des modes ainsi que la raideur du système complet, globalement (en agissant sur un ou plusieurs modes particuliers) et localement (effet de proximité du dispositif). L'amortissement est très faible sur le plan numérique mais reste bénéfique par rapport à l'amortissement intrinsèque du câble nu. Cela met en évidence ce que l'on a identifié comme la phase "2" (la moins efficace).
- La transformation martensitique apporte sa dissipation intrinsèque, qui se traduit par un fort amortissement. Selon la température de l'essai, la formation de cette phase est plus ou moins avancée et l'amortissement y est donc plus ou moins élevé. Elle peut être assimilée à une plage "0" (courte mais très efficace), en première approche.
- La R-phase apporte sa part de dissipation mais dans une moindre mesure en comparaison à celle de la martensite. Aux valeurs de température étudiées, la transformation R-phase précède la transformation martensitique. On parle de plage d'efficacité intermédiaire "1". A basse température, l'état initial biphasé R-phase-austénite ou simplement R-phase peut être intéressant car l'amortissement intrinsèque sera plus élevé que celui d'un matériau à l'état austénitique. Pour des températures plus élevées, la R-phase peut être devancée par la martensite, dont le niveau de déformation nécessaire à son activation a été augmenté. L'efficacité est alors réduite et le réglage de la pré-tension du dispositif peut être envisagée pour translater la plage de travail du matériau sur le pseudo-diagramme de phase.
- L'effet de vitesse peut soit augmenter le pouvoir amortissant, soit le diminuer. On a vu au cours du chapitre 3 que le couplage thermomécanique et l'auto-échauffement du matériau entraînent en compétition en fonction des conditions thermiques extérieures. Compte tenu des fréquences et des amplitudes mises en jeu dans le domaine du génie civil, il semblerait que ce phénomène soit plutôt négatif en matière de pouvoir amortissant. Il faut relativiser ce déficit avec le fait que les phénomènes aérodynamiques à l'origine de la mise en vibration des câbles participent à l'échange thermique du matériau avec l'extérieur par convection. L'auto-échauffement est alors limité, ainsi que la diminution du facteur de perte.
- L'hétérogénéité de comportement et la propagation des bandes de transformation de phases permettent de niveler les différences de pouvoir dissipatif entre les différentes plages d'efficacité à l'échelle du fil. Il devient ainsi plus difficile de distinguer ces plages à l'image des analyses effectuées sur les courbes expérimentales (cf. chapitre 5).

Le résultat de la simulation est d'autant meilleur que l'on intègre le plus grand nombre de ces aspects. La prise en compte de l'hétérogénéité de comportement améliore nettement les résultats. Dans le cas contraire, l'amortissement a tendance à être surestimé au cours de la première partie du signal, puis sous-estimé par la suite. Cet enrichissement du modèle alourdit aussi le calcul

mais fournit des informations à l'échelle locale. Ce point est intéressant pour comparer des données expérimentales telles que l'évolution de la température en différents points. La température est effectivement une donnée difficile à extraire de l'expérience et souvent peu représentative du comportement global. La simulation numérique a permis de mettre en doute l'auto-échauffement du matériau observé dans le chapitre précédent. En revanche, l'évolution de la fréquence obtenue par post-traitement des courbes temporelles traduit bien l'efficacité ou non du dispositif au regard d'un mode de vibration en particulier. Néanmoins, l'outil numérique utilisé (transformée de Wigner-Ville) est délicat à traiter, en raison des effets de bord inhérents aux calculs.

Deux versions du modèle, les n°5 et 6, sont donc satisfaisantes et peuvent être étendues à d'autres cas de figure. Le niveau d'exigence permettra de privilégier l'une ou l'autre des versions. Un important travail réalisé au chapitre 5 pourrait être répété à partir des résultats numériques puisque tous les paramètres peuvent désormais être contrôlés. Cela permettrait de faciliter l'interprétation des résultats. Par ailleurs, ces modèles montreront tout leur intérêt dans l'étude de l'optimisation du dispositif : connaissant les niveaux de température en jeu, la fréquence propre du câble, les niveaux d'amplitude et les modes nuisibles, le nombre de fils et leur longueur ainsi que le nombre de dispositifs et leur position respective pourront être étudiés. La conclusion de ce mémoire présente comment ce modèle peut être utilisé en pratique.

Conclusions et perspectives

Tout d'abord, la finalité de la thèse était de vérifier puis d'évaluer l'efficacité d'un dispositif amortisseur dédié à la réduction des amplitudes de vibration d'un câble de pont. Le principe repose sur le comportement super-élastique de fils d'alliages à mémoire de forme (NiTi). Des essais expérimentaux préliminaires réalisés sur un câble à l'échelle réelle (50 m) ont permis d'emblée de montrer l'apport d'un tel dispositif.

Pour quantifier et comprendre plus finement l'origine du pouvoir amortissant du dispositif, nous avons tout d'abord entrepris de caractériser, en laboratoire, les fils intégrés dans l'amortisseur. La compréhension du comportement thermomécanique des fils de NiTi fait donc l'objet de la première partie du rapport de thèse. Ainsi, des phénomènes propres à l'alliage étudié ont été mis en évidence dans le chapitre 2, à savoir : le couplage thermomécanique lié à l'environnement thermique et aux conditions aux limites, la présence d'une phase solide intermédiaire dite "R-phase", ainsi que les effets de structure de l'échantillon.

L'effet d'échelle et la difficulté d'instrumenter des fils de NiTi au cours des essais en situation réelle ont conduit naturellement à mener une étude numérique pour identifier la contribution des différents phénomènes mis en évidence dans le pouvoir amortissant intrinsèque du matériau. L'intérêt est de faciliter ainsi l'interprétation des essais expérimentaux associés. Dans le chapitre 3, un modèle numérique de super-élasticité a été mis en œuvre à partir des travaux de Bouvet et al [100]. La prise en compte de la R-phase ainsi que les changements de phase associés ont été intégrés numériquement. Un couplage thermomécanique a été mis en place afin de prendre en compte les effets de vitesse de sollicitation. Finalement, ces apports ont permis d'améliorer la prédiction du comportement des fils de NiTi, au regard du facteur de perte [122]. Par ailleurs, l'intérêt de la transformation R-phase, en tant que source additionnelle de dissipation, a été souligné.

En revanche, ces résultats montrent leurs limites pour de plus hautes fréquences de sollicitation (à partir de 1 Hz pour une amplitude $\Delta\varepsilon = 3\%$), du fait de l'hétérogénéité spatiale du comportement thermomécanique le long de fils de NiTi. La loi de comportement présentée dans le chapitre 3 a donc été étendue à l'échelle de la structure pour obtenir un modèle "non-local" par éléments finis. Une gestion relativement simple des interactions entre les portions élémentaires de la structure a permis d'obtenir "naturellement" de nombreux effets observés expérimentalement. Cette étude initiée dans le chapitre 4 mériterait d'être validée par l'expérience, en raison de ses résultats prometteurs.

Le chapitre 5 introduit la seconde partie de ce rapport, qui traite de la dimension Génie Civil de l'étude à travers la mise en application du dispositif. Le fonctionnement du prototype d'amortisseur ainsi que la procédure des essais expérimentaux de vibration du câble sont présentés. L'efficacité

du dispositif a été illustrée et quantifiée pour différentes configurations, puis analysée en faisant le lien avec les notions introduites dans les chapitres précédents. L'influence de la position de la force de déviation du câble et celle de la position de l'amortisseur ont permis de proposer des pistes d'optimisation du système. On énumère deux types de contribution de l'amortisseur : une influence "globale" associée à l'amplitude relative des différents modes de vibration et une "locale" associée à la raideur du dispositif. On se focalise ici sur les deux premiers modes de vibration.

Afin de comprendre l'impact du dispositif amortisseur sur le comportement dynamique du câble, un modèle d'éléments finis a été mis au point dans le chapitre 6, pour simuler les essais de vibration du câble. Celui-ci intègre le modèle de super-élasticité présenté aux chapitres 3 et 4. A titre prospectif, les différents phénomènes affectant le pouvoir dissipatif des fils de NiTi ont été découplés pour identifier leur contribution propre dans l'amortissement du câble. Le résultat de la prise en compte de l'ensemble de ces phénomènes n'est cependant pas la "somme" des phénomènes pris individuellement en raison des nombreux couplages. Finalement, les versions les plus approfondies du modèle numérique ont été validées en différents points et pour de nombreuses configurations d'essais (différentes positions de l'amortisseur, de l'excitation, différentes valeurs de température). L'autre avantage de traduire numériquement les phénomènes observés est de pouvoir contrôler les paramètres extérieurs mis en jeu lors des essais expérimentaux, mais aussi de prédire le résultat d'un problème complexe (non-linéarité et effet ponctuel de l'amortisseur), lorsqu'une étude analytique ne le permet pas.

Actuellement, la mise en place prochaine de tels dispositifs est envisageable. Quelques développements supplémentaires sont toutefois attendus.

Lors de la mise en œuvre de l'essai sur câble, la longueur du fil a été pré-dimensionnée de manière à satisfaire une tenue en fatigue acceptable. Cependant, le comportement en fatigue du matériau mérite d'être soigneusement étudié, compte tenu de l'ensemble des facteurs (température, échanges thermiques, fréquences de sollicitation) pouvant affecter l'endommagement du matériau pour une amplitude de contrainte et un rapport de charge donnés. La construction d'un jeu de courbes de fatigue représentatives des conditions réalistes sur ouvrages est donc nécessaire à la poursuite de l'étude. L'importance d'obtenir, numériquement, une bonne estimation des niveaux de contraintes pour prédire la durée de vie justifie aussi la prise en compte de nombreux phénomènes influençant le comportement mécanique des fils de NiTi. La fatigue thermique est aussi à prendre en compte, étant données les variations de températures auxquelles peuvent être soumis les fils d'alliage lors de leur mise en service.

L'endommagement du matériau est un véritable enjeu. En effet, la forte hétérogénéité du matériau implique des zones plus endommagées que d'autres. Celles-ci sont principalement attendues à proximité des mors, points de départ de la propagation de transformation martensitique. Par ailleurs, cet effet de localisation peut affecter la dissipation globale du fil, d'un échantillon à l'autre. Il peut être avisé de forcer la transformation en d'autres positions le long du fil pour obtenir une reproductibilité des résultats entre deux échantillons. En effet, leur distribution de défauts est différente. Cela aurait pour effet d'augmenter le nombre de sites de nucléation et ainsi atténuer l'hétérogénéité de comportement. Des "localisateurs" peuvent consister en une diminution de section très faible (concentrateurs de contraintes). Il peut aussi s'agir de "bagues" exerçant une

pression pour initier la transformation martensitique. Un essai en laboratoire couplé à une analyse numérique par éléments finis permettrait de démontrer leur impact sur la dissipation globale du fil.

Un dispositif amortisseur à double étage a été conçu et testé dans les mêmes conditions que les essais présentés en chapitre 5. Le dessin du dispositif est présenté en figure 6.38. Celui-ci a pour avantage de fonctionner dans les deux sens de déplacement du câble et ceci pour un même encombrement.

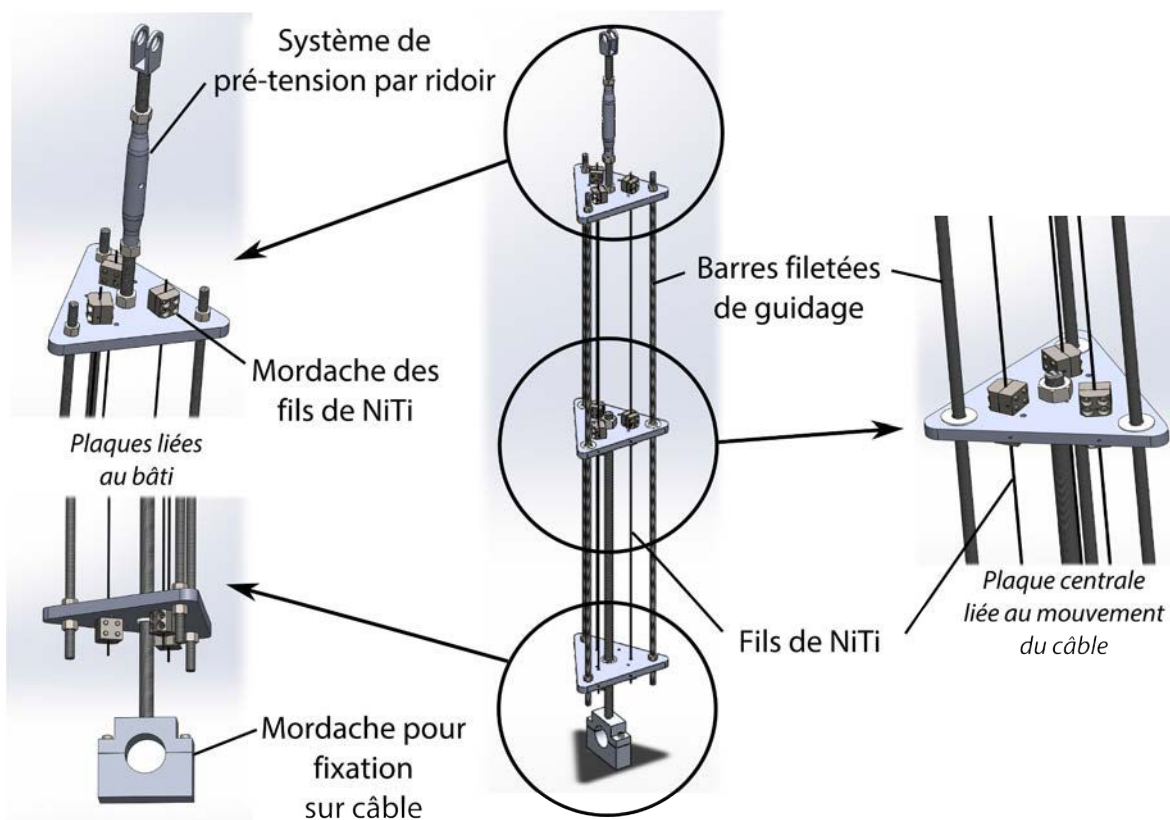


FIGURE 6.38 – Dessin CAO du nouveau dispositif amélioré (deux étages de fils)

Ainsi une plaque supplémentaire est disposée au centre du dispositif. Elle translate le long des barres de guidage avec le câble, auquel elle est fixée par l'intermédiaire d'une tige. Les mordaches des fils entrent en contact avec les plaques placées aux extrémités lorsque celle du milieu s'en éloigne. D'autres mordaches disposés au centre du fil, de part et d'autre de la plaque centrale, permettent la sollicitation en traction quel que soit le sens de déplacement de celle-ci. Il faut noter que la longueur initiale du fil à prendre en compte n'est pas la longueur totale mais celle qui distance les mordaches. Les premiers résultats sont très encourageants, à l'image des courbes présentées en figure 6.39 montrant un progrès par rapport au précédent dispositif. La configuration étudiée consiste à placer l'amortisseur à $L/16$, tandis que la force déviatrice agit à $L/4$ (à la valeur de 4 kN).

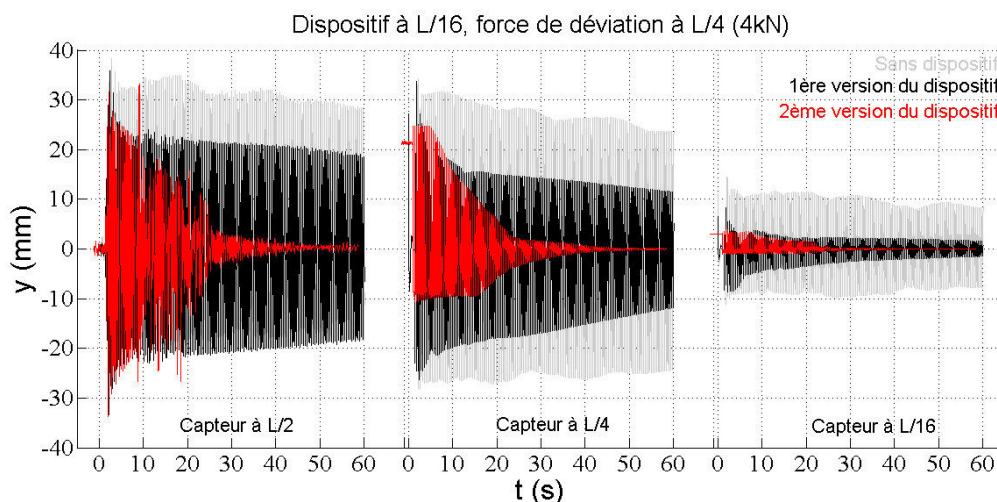


FIGURE 6.39 – Signaux temporels pour la configuration "dispositif à $L/16$, force déviatrice à $L/4$ (4kN)" : comparaison des deux versions de l'amortisseur

Une mise en application sur un pont permettrait de tester le dispositif face à des sollicitations réalistes, difficiles à reproduire en laboratoire. Compte tenu de l'environnement agressif auquel peuvent être soumis les fils et le dispositif complet, un traitement contre la corrosion pourrait être bénéfique à sa durabilité.

Enfin, la possibilité d'inclure dans le dispositif un indicateur de l'avancement de l'endommagement des fils est en cours de réflexion. Par exemple, on peut envisager d'introduire un fil de NiTi initialement endommagé et dont la durée de vie serait nécessairement plus courte que celle des fils initialement sains. Ainsi, cela permettrait de renouveler le dispositif avant que les câbles ne puissent être sollicités de façon irréversible.

En guise d'ouverture, nous proposons une procédure d'utilisation du modèle numérique présenté dans ce rapport.

On peut trouver, dans la littérature, des règles permettant d'"optimiser" le réglage d'un dispositif amortisseur [191], [188], [134]. Cependant, le comportement du matériau ainsi étudié est nécessairement simple et exempt de couplages. Par ailleurs, contrairement aux dispositifs anti-sismiques dont il est souvent question, l'application sur câbles ajoute une contrainte concernant la durée de mise en service du dispositif.

Lors de cette étude, il a été possible de faire varier différents paramètres pour pouvoir tirer les meilleures performances de l'amortisseur, à savoir : le nombre de fils (équivalent à une variation de la section pour un effort mécanique en traction et non thermique, où c'est la surface en contact avec l'air ambiant qui prime), la longueur et la force de pré-tension des fils. Le dernier paramètre permet de contrôler la plage de travail des alliages d'après le pseudo-diagramme de phase, et ainsi de compenser l'augmentation de température extérieure. Les deux autres affectent le niveau de contrainte atteint au sein des fils pour un déplacement du câble donné. Pour bien se rendre compte

de l'influence des paramètres, une étude numérique associée à la version 5 du modèle (i.e. pour un fil au comportement homogène mais avec prise en compte de la R-phase et des effets de vitesse, cf. chapitre 6) est présentée en annexe.

En prévision de la caractérisation en fatigue des fils de NiTi intégrés au dispositif amortisseur, nous proposons ici une procédure itérative permettant de déterminer les réglages du dispositif les plus pertinents. Le schéma de principe est donné en figure 6.40 et commenté ci-après.

1. Vibration d'un ou plusieurs câbles : En pratique, les dispositifs amortisseurs sont généralement installés après avoir fait le constat de vibrations néfastes à la tenue en fatigue de câbles. Plus rarement, l'ajout d'amortisseurs peut être effectué à titre préventif. On peut observer, visuellement, les zones affectées par ces vibrations lors de cas d'endommagement avancé. Cela concerne généralement les zones proches des ancrages. On peut identifier les modes et les amplitudes mis en jeu, suite à l'installation de capteurs accéléromètres. L'emplacement du pont permet généralement de récupérer les plages de températures extérieures ainsi que d'évaluer le rôle convectif du vent.
2. Diagnostic : L'analyse des points précédents permet au gestionnaire de l'ouvrage d'identifier les niveaux d'amplitudes critiques de déplacement du câble, selon son type ou ses moyens d'encastrement. Les contraintes d'ordre "architectural" peuvent imposer le type de solution parmi les deux pouvant intégrer des fils de NiTi : un dispositif en "aiguille" ou bien un "dispositif externe". Par exemple, la proximité des haubans entre eux (dans le cas de nappes de haubans, par exemple) ou encore l'angle entre le hauban et le tablier peuvent rendre difficile la mise en place de tel ou tel dispositif ou imposer l'emplacement de l'installation. En cas de problématiques simples (avec peu de modes mis en jeu), l'emplacement du dispositif peut-être acté dès le point n°3.
3. Données d'entrée du modèle numérique : Les observations sur ouvrage permettent de retenir les configurations d'essais les plus défavorables en termes de modes mis en jeu à étudier numériquement. Cela permet par ailleurs d'identifier les températures minimale et maximale et les conditions aux limites thermiques. Les propriétés géométriques et mécaniques du câble, qui ont une influence sur les fréquences associées aux modes de vibration, doivent être soigneusement renseignées. Cette étape consiste en fait à entrer les paramètres du modèle qui seront figés par la suite.
4. Modèles d'éléments finis : Le modèle d'éléments finis est celui présenté en chapitre 6 de ce rapport. On rappelle que la version 5 ou 6 du modèle de super-élasticité est à intégrer dans le modèle de vibration du câble. La première est moins coûteuse en temps de calcul et fournit de bons résultats. La seconde permet de connaître l'état local du matériau et ainsi d'identifier où les problèmes de rupture en fatigue pourraient intervenir. Les calculs sont donc relativement longs mais ils fournissent aussi de meilleurs résultats à l'échelle globale.
5. Résultats numériques : Ils permettent la confrontation avec les critères de fatigue de l'alliage ainsi qu'avec les recommandations sur l'ouvrage. Une étude de l'influence des paramètres est présentée en annexe, dans la configuration où le dispositif amortisseur est placé à $L/4$, tandis que la force déviatrice du câble est appliquée à $L/2$. Celle-ci montre effectivement l'influence réelle de ces paramètres sur l'efficacité du système.
6. Critères de tenue en fatigue des fils de NiTi : Ce point est crucial, car c'est celui sans lequel l'optimisation consisterait simplement à obtenir la dissipation maximale pour un déplacement

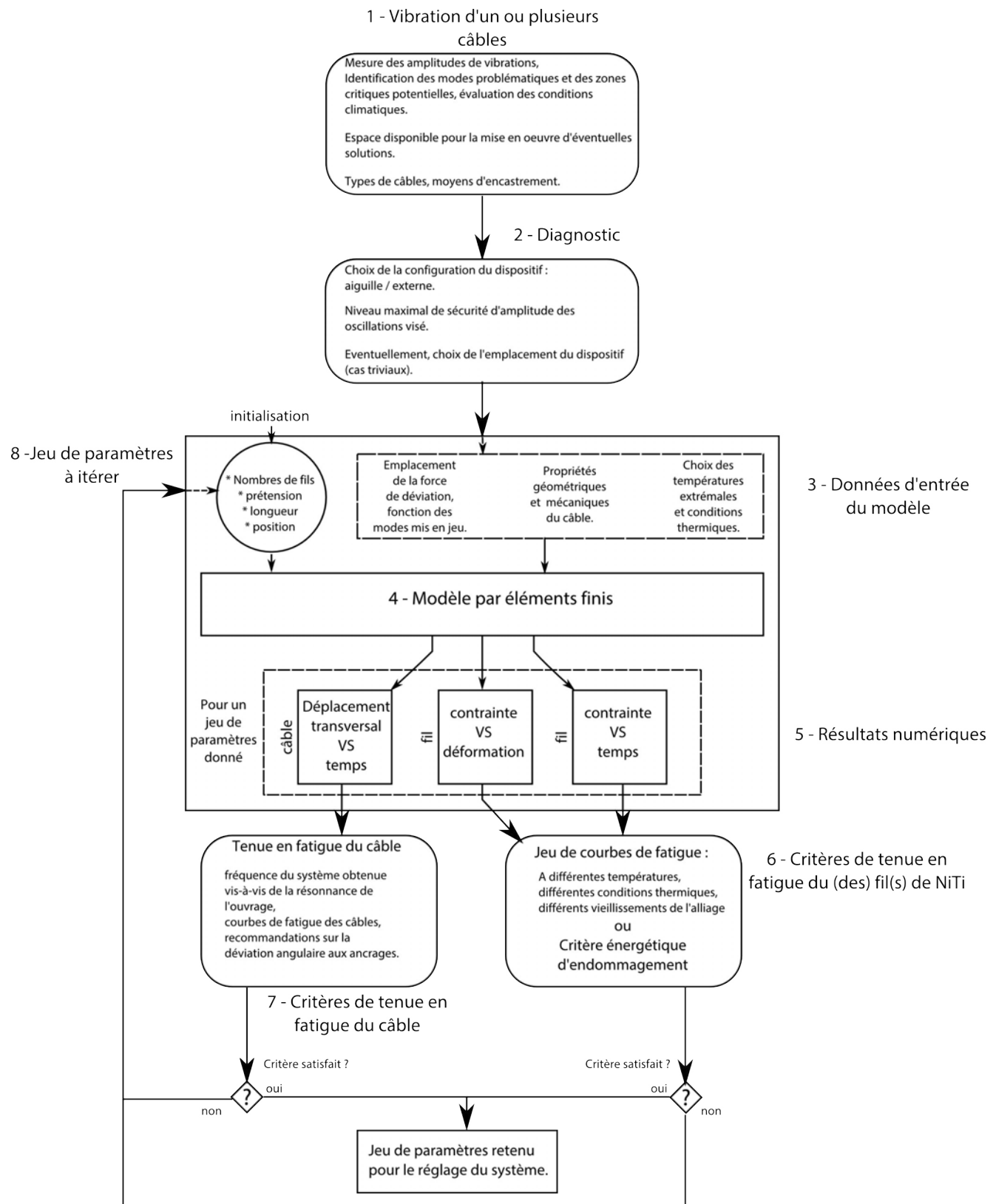


FIGURE 6.40 – Schéma de principe d'optimisation du dispositif amortisseur à base d'AMF

du câble donné. A notre connaissance, il existe deux solutions pour prévoir la tenue en fatigue d'un AMF. Une étude portant sur un critère de fatigue dépendant des amplitudes de contrainte (type critère de Miner, ou Manson-Coffin pour la fatigue oligocyclique [133] des alliages NiTi) en est une première. L'étude d'un critère basé sur l'énergie de transformation en est une seconde. Ce dernier critère, proposé par [192] puis complété par [193], fait le lien entre l'aire des boucles d'hystérésis stabilisées et le nombre de cycles à rupture. Ainsi, l'estimation des niveaux de contraintes ou de l'aire des boucles d'hystérésis est nécessaire pour prédire la tenue en fatigue. Une étude de l'influence des conditions d'essais est nécessaire pour la détermination des courbes de fatigue. La version 6 du modèle est préférée pour l'utilisation du critère de fatigue basé sur l'énergie de transformation. Le calcul de l'aire de la boucle y est plus rigoureux.

7. Critère de tenue en fatigue du câble : Ce critère peut-être à l'origine de l'étude et faire suite au constat d'amplitudes de vibration du câble. L'installation d'un dispositif amortisseur modifie nécessairement le comportement du système global. Les amplitudes de déplacement le long du câble peuvent être affectées (de manière favorable mais parfois défavorable sur des portions localisées), ainsi que la fréquence propre, fonction de la raideur. Il s'agit donc de vérifier, via les outils numériques, que l'installation du dispositif est majoritairement bénéfique le long du câble.
8. Jeux de paramètres : Le nombre de fils, la pré-tension et la longueur sont les principaux paramètres de dimensionnement du dispositif. Si l'architecture du pont le permet et que le problème n'est pas trivial, on peut envisager de jouer sur la position de l'amortisseur le long du câble. Ces paramètres sont les variables de conception de ce schéma itératif. Une fois les critères sur la fatigue du fil et du câble satisfaits, l'optimisation est terminée. Un logiciel d'identification de paramètres, tel que SiDoLo, se prête bien à l'automatisation de ce genre de problématique [183]. A l'étape "d'initialisation des paramètres", la construction des courbes de fatigue des fils de NiTi donne un ordre d'idée sur les niveaux de déformations ou de contraintes limites. Cela permet de préconiser, en première approche, le nombre de fils et leur longueur.

Annexe

L'étude de l'influence des paramètres est présentée en tant qu'illustration du point 5 de la procédure d'optimisation du dispositif (cf. conclusion de ce rapport). Ainsi, les résultats obtenus numériquement permettent d'extraire, pour un jeu de paramètres donné, les niveaux de déplacement transversal du câble en différents points selon la zone critique à surveiller. On peut aussi récupérer les informations sur le fil de NiTi, telles que les niveaux de contrainte et l'évolution des boucles d'hystérésis via les courbes σ - ε . Un post-traitement de ces dernières fournit les énergies mises en jeu au sein du matériau. Le facteur de perte permet d'évaluer l'efficacité du dispositif pour le jeu de paramètres retenu. L'énergie de transformation peut-être utilisée directement pour évaluer la tenue en fatigue des fils de NiTi, via le critère énergétique imaginé par Morin [193]. Afin de bien comprendre le rôle de chacun des paramètres, un seul d'entre-eux sera modifié à la fois par rapport à la configuration de référence. Celle-ci correspond au paramétrage suivant : 2 fils de diamètre $\Phi=2.45$ mm, $L_0=1256$ mm, prétension = 1000 N. Les courbes associées sont représentées en noir par la suite. Les courbes donnant l'évolution des niveaux de contrainte au cours du temps mettent en évidence la valeur moyenne de contrainte au sein des fils sur les 30 premières secondes. Cette information donne une idée du rapport de charge moyen exercé. Il est intéressant de rendre compte de l'évolution des amplitudes de contraintes.

Influence de la prétension des fils : La prétension des fils est un paramètre intéressant : il est potentiellement réglable même après installation du dispositif. Il permet de choisir la plage de fonctionnement du dispositif, connaissant le pseudo-diagramme de phase. Ainsi, différentes forces de prétension peuvent être envisagées selon la température (été ou hiver). Par la suite, la température de 19°C est retenue, conformément à la température de l'expérience associée à la configuration de référence. Les figures 6.41-a) à o) donnent le déplacement transversal du câble à $L/4$, l'évolution de la contrainte au sein des fils de NiTi au cours du temps et l'évolution des boucles d'hystérésis. Les figures 6.42-a) à c) permettent le suivi des énergies mises en jeu au sein des fils de NiTi.

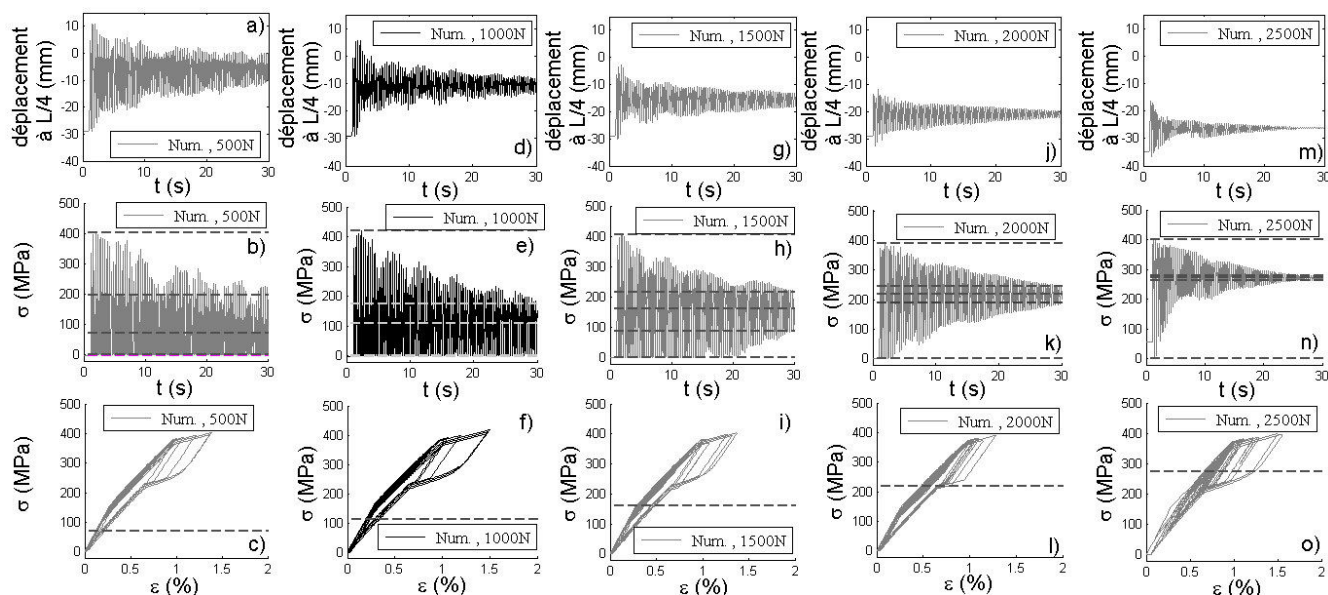


FIGURE 6.41 – Déplacement du câble à L/4 pour une prétension des fils de : a) 500 N, d) 1000 N, g) 1500 N, j) 2000 N, m) 2500 N ; Courbe $\sigma - t$ au sein du fil de NiTi : b) 500 N, e) 1000 N, h) 1500 N, k) 2000 N, n) 2500 N ; Courbes $\sigma - \varepsilon$ des fils de NiTi : c) 500 N, f) 1000 N, i) 1500 N, l) 2000 N, o) 2500 N ; $T_{test}=19^\circ\text{C}$

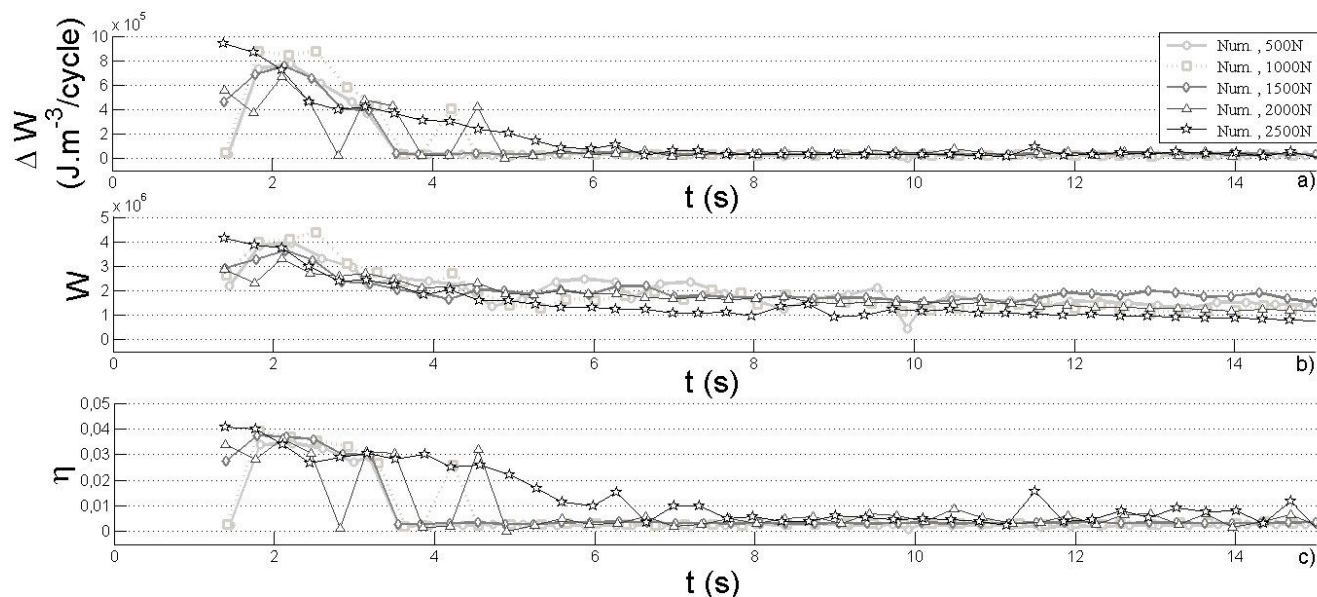


FIGURE 6.42 – Influence du paramètre "prétension du(des) fil(s)" : a) densité volumique d'énergie de transformation ; b) densité volumique d'énergie de déformation maximale ; c) facteur de perte ; $T_{test}=19^\circ\text{C}$

A ce niveau de température, l'augmentation de la force de prétension de 500 à 2500 N ne permet pas d'atteindre l'état martensitique en l'absence d'oscillation du câble. En revanche, la première oscillation induit la formation de martensite. La stabilisation s'effectue ensuite dans la zone bi-phasée austénite-R-phase. Ainsi, la dissipation augmente avec la prétension (dans le

domaine étudié), ce qui se confirme en termes de pouvoir amortissant. Le câble impose aux fils une contrainte maximale de près de 400 MPa, quelle que soit la valeur de la force de prétension. Plus celle-ci est élevée, moins le temps pendant lequel le dispositif est désactivé est long. Ainsi, le fil est toujours sollicité pour la valeur de 2500 N (cf figure 6.41-n)). Il en va de même pour la valeur de 2000 N, au-delà de 3 secondes suivant le lâcher (cf. figure 6.41-k)). Logiquement, la contrainte moyenne de sollicitation augmente avec la force de prétension des fils de NiTi, ce qui est défavorable à une bonne tenue en fatigue. En revanche, le bénéfice accordé en termes de réduction d'amplitude des oscillations se traduit par une diminution de l'amplitude de contrainte qui est aussi intéressant sur le plan de la fatigue. Une forte prétension n'est intéressante que pour de larges amplitudes de déformation. En effet, le domaine bi-phasé élastique (et donc non dissipatif) austénite-martensite est relativement large en comparaison de celui du domaine bi-phasé élastique austénite R-phase.

La figure 6.42-a) donne une idée de l'endommagement subi par les fils de NiTi, compte tenu de la variation dans la durée de la période pendant laquelle la transformation martensitique est mise en jeu (cf. critère énergétique de fatigue [192]). Les faibles niveaux de prétension montrent tout de même de larges boucles d'hystérésis. En revanche, le calcul du facteur de perte donne un net avantage à une forte prétension, en termes d'amortissement. Ainsi, concernant la tenue en fatigue de l'alliage, le niveau de contrainte n'est pas favorable à une forte prétension, mais le critère énergétique de fatigue ne permet pas d'écarter cette possibilité pour autant. L'utilisation de deux critères complémentaires peut donc offrir une assurance supplémentaire.

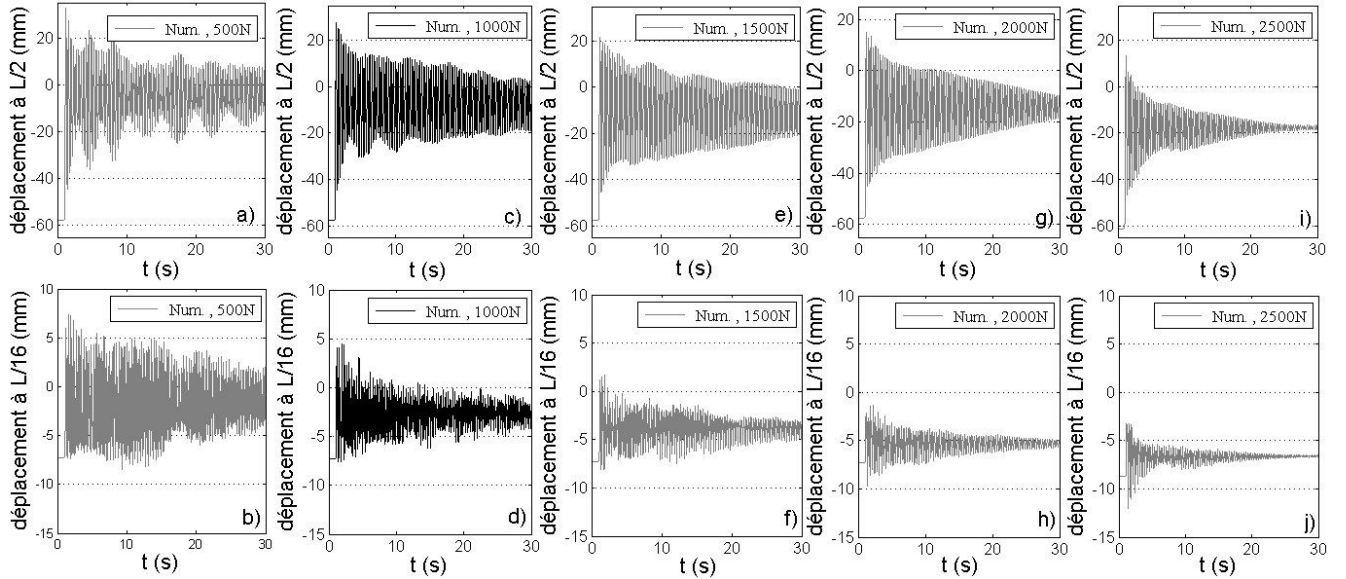


FIGURE 6.43 – Déplacement du câble à $L/2$ pour une prétension des fils de : a) 500 N, c) 1000 N, e) 1500 N, g) 2000 N, i) 2500N ; Déplacement du câble à $L/16$: b) 500N, d) 1000N, f) 1500N, h) 2000N, j) 2500N ; $T_{test}=19^{\circ}\text{C}$

D'après les figures 6.43-a) à j), le déplacement transversal du câble loin de l'emplacement du dispositif amortisseur confirme le bénéfice lié à l'augmentation de la prétension. Cela se traduit par un effet global du dispositif en termes d'amortissement. En revanche, la prétension affecte moins l'amplitude initiale de déplacement par rapport à la portion située près de l'amortisseur.

Influence de la longueur des fils : La réduction de la longueur des fils permet, pour un déplacement donné et imposé par le câble, de s'attendre à un niveau de déformation plus important et donc à une augmentation de l'amortissement sur les premiers cycles.

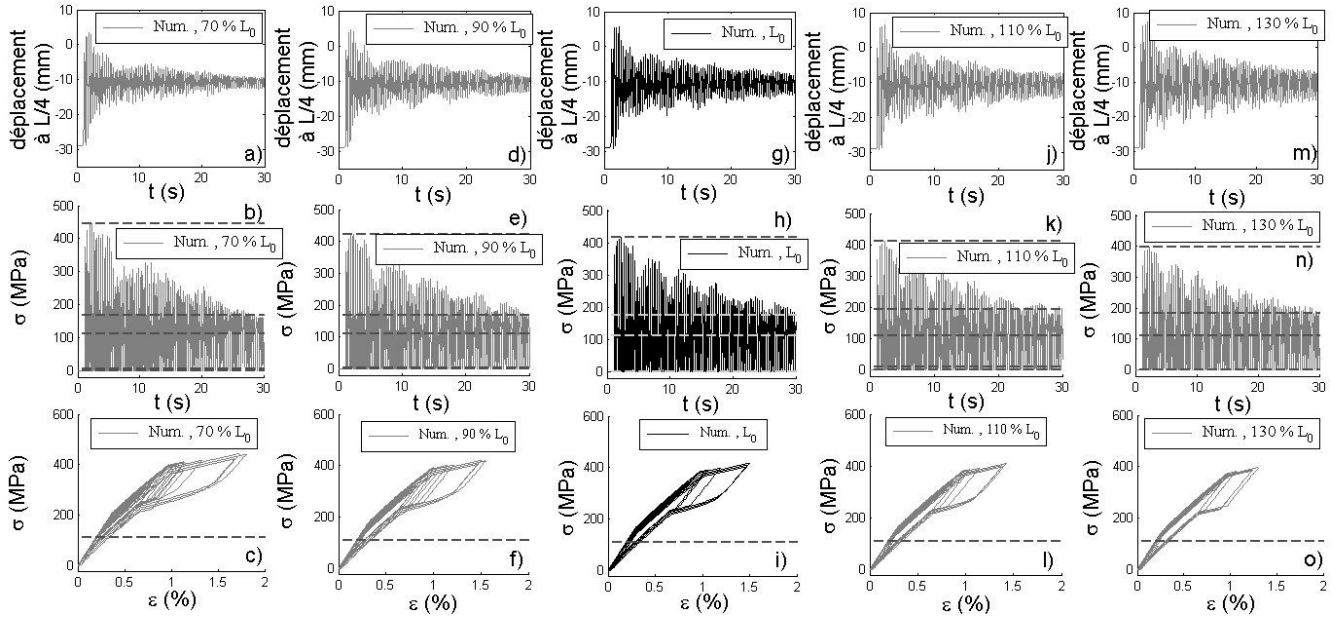


FIGURE 6.44 – Déplacement du câble à $L/4$ pour une longueur des fils de : a) 70% L_0 , d) 90% L_0 , g) L_0 , j) 110% L_0 , m) 130% L_0 ; Courbe $\sigma - t$ au sein du fil de NiTi : b) 70% L_0 , e) 90% L_0 , h) L_0 , k) 110% L_0 , n) 130% L_0 ; Courbes $\sigma - \varepsilon$ des fils de NiTi : c) 70% L_0 , f) 90% L_0 , i) L_0 , l) 110% L_0 , o) 130% L_0 ; $T_{test}=19^\circ\text{C}$

La figure 6.44 ne manifeste pas une forte évolution de l'amortissement. En revanche, le fil peut dissiper de l'énergie pour de plus faibles niveaux de déplacement du câble. C'est donc la durée de la plage d'amortissement la plus efficace qui augmente avec la réduction de la longueur du(des) fil(s). Cela provoque, par ailleurs, l'augmentation du niveau de contrainte lors des premières oscillations. Cependant, l'amplitude de contrainte observée après 30 s est équivalente quelle que soit la longueur du fil : le câble vibre à des amplitudes plus faibles lorsque les fils sont plus courts.

D'après l'étude des énergies mises en jeu (figure 6.45), le fil le plus court devrait effectivement s'endommager plus que les autres mais sur quelques cycles seulement. En revanche, l'amortissement en début de signal est effectivement équivalent quelque soit la longueur du fil, mais d'autant plus long dans le temps que le fil est court.

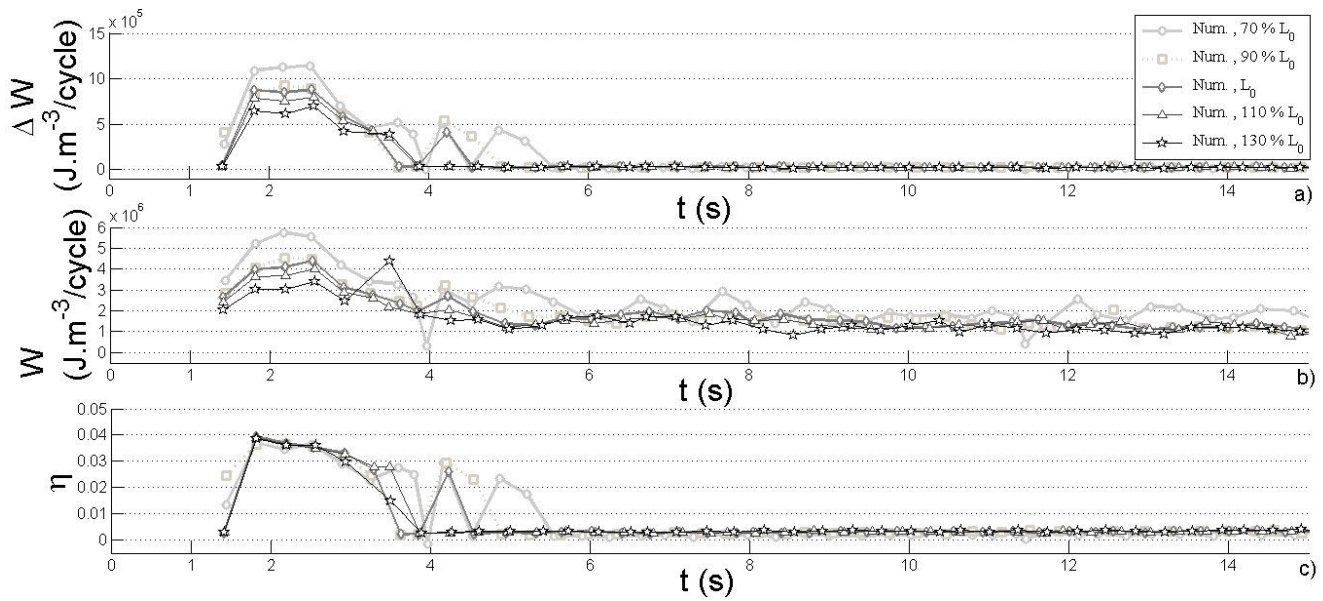


FIGURE 6.45 – Influence du paramètre "longueur des fils" : a) densité volumique d'énergie de transformation ; b) densité volumique d'énergie de déformation maximale ; c) facteur de perte ; $T_{test}=19^{\circ}\text{C}$

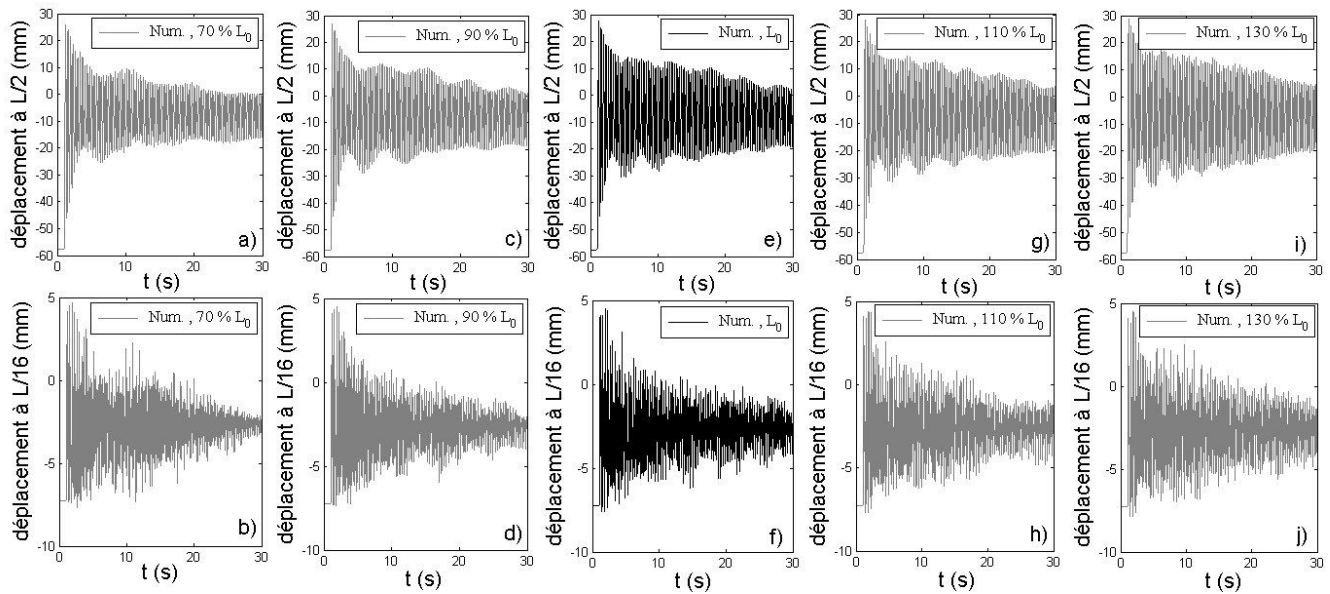


FIGURE 6.46 – Déplacement du câble à $L/2$ pour une longueur des fils de : a) $70\%L_0$, c) $90\%L_0$, e) L_0 , g) $110\%L_0$, i) $130\%L_0$; Déplacement du câble à $L/16$: b) $70\%L_0$, d) $90\%L_0$, f) L_0 , h) $110\%L_0$, j) $130\%L_0$; $T_{test}=19^{\circ}\text{C}$

Comme pour le déplacement du câble à $L/4$, la figure 6.46 montre que l'amplitude initiale de vibration et l'amortissement ne sont pas affectés par la réduction de longueur du fil : c'est effectivement la durée de la plage d'amortissement optimale qui est allongée.

Influence du nombre de fils : L'augmentation du nombre de fils est initialement conçue comme un moyen de changer la "section" de la structure reprenant les efforts. Les fils sont relativement épais, donc la variation du nombre de fils allant de 1 à 4 est conséquente en termes de modification de section. Ainsi, le nombre de fils n'est pas un paramètre permettant de modifier finement le pouvoir dissipatif du dispositif : c'est d'avantage un paramètre que l'on peut déduire directement à partir du niveau d'amplitudes de déplacement du câble ou de la classe du câble elle même. Ce changement de section se répercute sur le plan mécanique (répartition des efforts). Cependant, changer le nombre de fils n'est pas équivalent à changer la section d'un fil en termes de surface extérieure et donc d'échanges de chaleur par convection. Notons que la prétension indiquée correspond à la valeur totale par nombre de fils. Par exemple, si l'on souhaite augmenter le nombre de fils, la prétension sera multipliée d'autant.

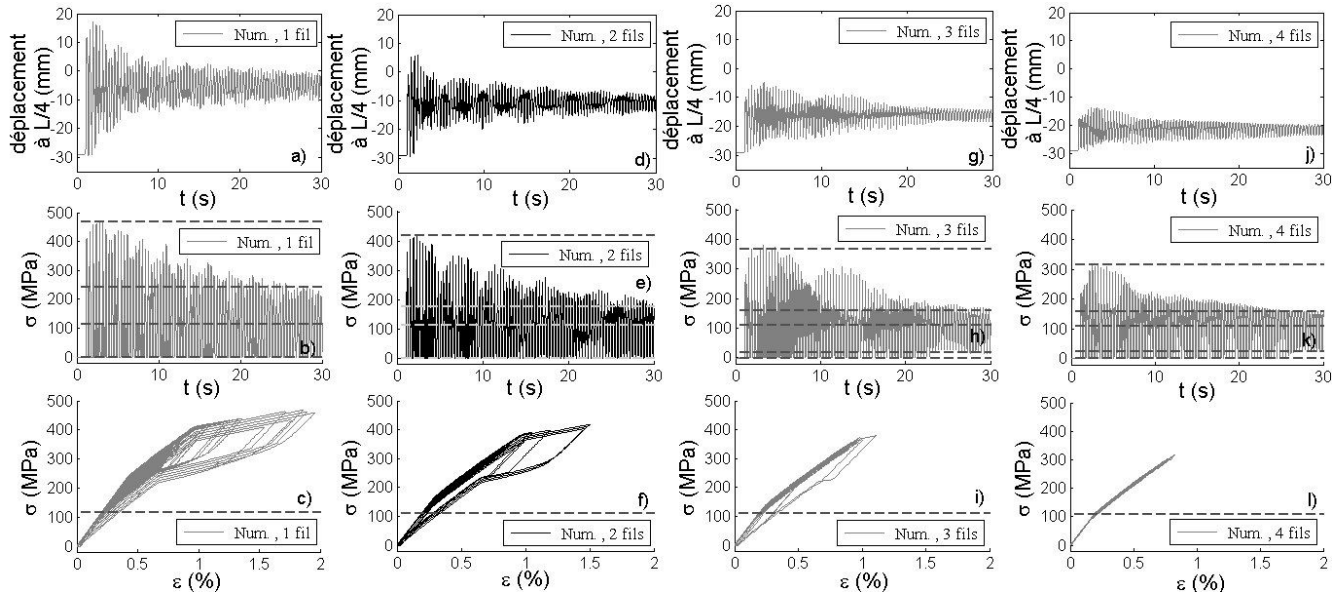


FIGURE 6.47 – Déplacement du câble à $L/4$ pour un nombre de : a) 1 fil, d) 2 fils, g) 3 fils, j) 4 fils ; Courbe $\sigma - t$ au sein du fil de NiTi : b) 1 fil, e) 2 fils, h) 3 fils, k) 4 fils ; Courbes $\sigma - \varepsilon$ des fils de NiTi : c) 1 fil, f) 2 fils, i) 3 fils, l) 4 fils ; $T_{test}=19^{\circ}\text{C}$

En effet, les figures 6.47-b) e) h) k) montrent bien une répartition des efforts puisque le niveau de contrainte maximum auquel on soustrait le niveau de précontrainte diminue de manière inversement proportionnelle au nombre de fils. Ainsi le pouvoir amortissant diminue logiquement avec le nombre de fils, du fait d'une dissipation moindre. On constate l'absence de formation de martensite dans le cas "4 fils" (cf figures 6.48-a)b)c)). Un seul fil semble cependant insuffisant en termes de résistance (un effort imprévu ne sera pas repris par le dispositif) et de résistance à la fatigue. Les critères se basant sur le niveau de contrainte et sur l'énergie dissipée s'accordent à dire qu'il vaut mieux augmenter le nombre de fils. La figure 6.48 montre, sur les premiers cycles, que le pouvoir amortissant peut-être aussi intéressant pour deux fils que pour un seul : la plage d'efficacité optimale est toutefois plus courte.

En revanche, l'amplitude de déplacement du câble la plus faible (au lâcher du câble ainsi qu'au bout de 30 secondes) correspond aussi au cas "4 fils". En effet, le dispositif global implique une augmentation de rigidité. Pour le cas "4 fils", l'absence de formation de martensite augmente la raideur des fils en moyenne et la prétension fait que le dispositif est actif la quasi-totalité du temps.

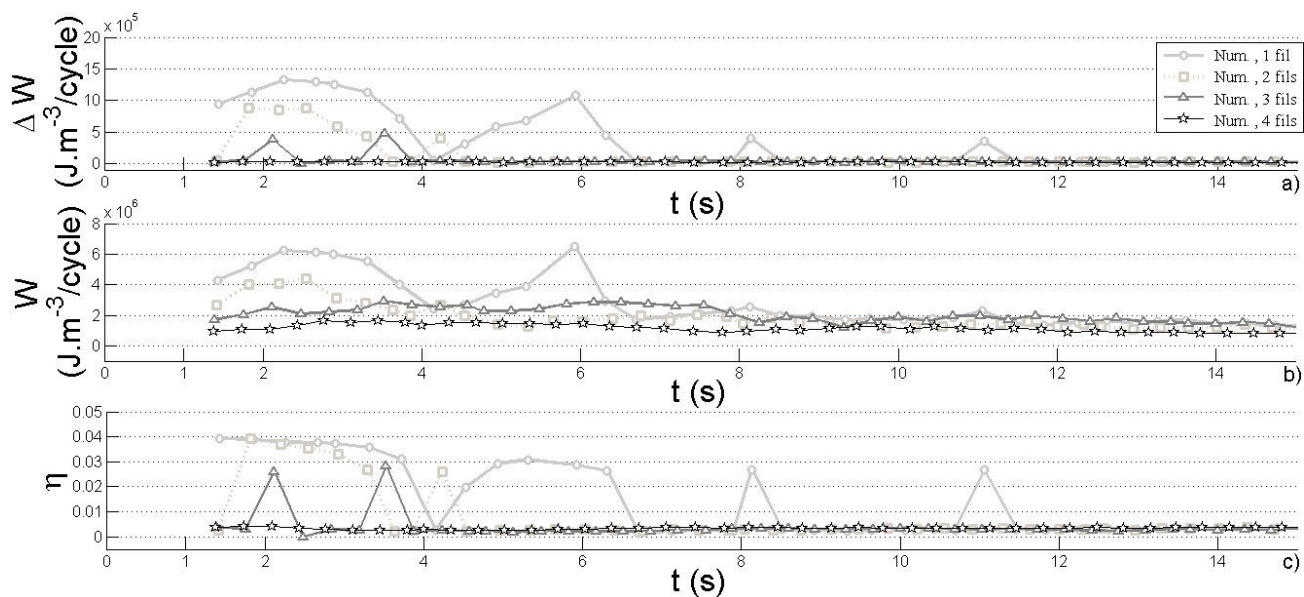


FIGURE 6.48 – Influence du paramètre "nombre de fils" : a) densité volumique d'énergie de transformation ; b) densité volumique d'énergie de déformation maximale ; c) facteur de perte ; $T_{test}=19^{\circ}\text{C}$

Finalement, l'ajout d'un trop grand nombre de fils est néfaste puisqu'un dispositif "trop rigide" se comporte comme un noeud. On peut ainsi observer un déplacement très faible à l'endroit du dispositif, mais des contraintes élevées transmises à l'ouvrage. Parfois s'ajoutent, loin du dispositif, des déplacements d'amplitude élevée du fait de l'introduction de modes additionnels. En effet, la figure 6.49 montre bien de plus hautes amplitudes à $L/2$ et à $L/16$ en comparaison des autres cas de figure.

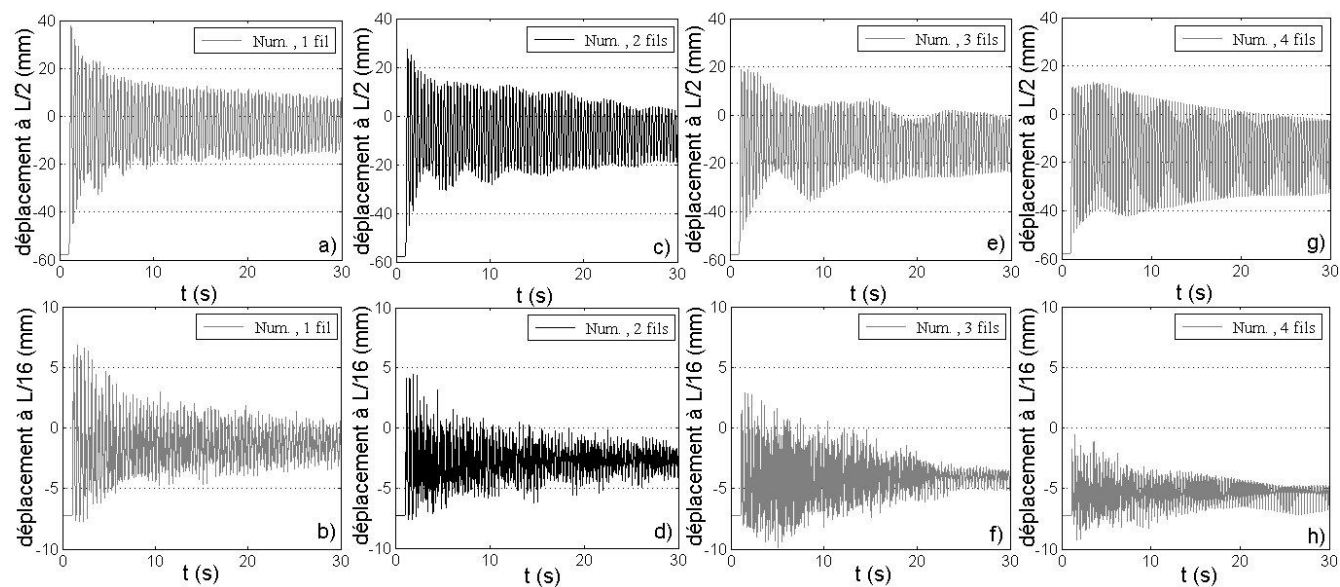


FIGURE 6.49 – Déplacement du câble à $L/2$ pour un nombre de : a) 1 fil, c) 2 fils, e) 3 fils, g) 4 fils ; Déplacement du câble à $L/16$: b) 1 fil, d) 2 fils, f) 3 fils, h) 4 fils ; $T_{test}=19^{\circ}\text{C}$

Bibliographie

- [1] M. PEIGNEY, E. MERLIOT et L. DIENG : Brevet : Amortisseur avec composant en alliage à mémoire de forme et limiteur de température ; dispositif de maintien comprenant cet amortisseur. Laboratoire Central des Ponts et Chaussées, june 2011.
- [2] M. DOLCE et D. CARDONE : Mechanical behaviour of shape memory alloys for seismic applications 1. martensite and austenite NiTi bars subjected to torsion. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43(11):2631–2656, November 2001.
- [3] V. TORRA, A. ISALGUE, F. MARTORELL, P. TERRIAULT et F. C. LOVEY : Built in dampers for family homes via SMA : An ansys computation scheme based on mesoscopic and microscopic experimental analyses. *Engineering Structures*, 29(8):1889–1902, 2007.
- [4] K. WILDE, P. GARDONI et Y. FUJINO : Base isolation system with shape memory alloy device for elevated highway bridges. *Engineering Structures*, 22:222–229, 2000.
- [5] R. DESROCHES et M. DELEMONT : Seismic retrofit of simply supported bridges using shape memory alloys. *Engineering Structures*, 24:325–332, 2002.
- [6] R. KRUMME, J. HAYES et S. SWEENEY : Structural damping with shape-memory alloys : One class of device. In Proceedings of SPIE-The International Society for OPTICAL ENGINEERING, éditeur : *Smart Structures and Materials : Passive Damping*, numéro 2445, pages 225–240, San Diego, Calif., March 1995.
- [7] M. INDIRLI, M.G. CASTELLANO, P. CLEMENTE et A. MARTELLI : Demo-application of shape memory alloy devices : The rehabilitation of the s. giorgio church bell-tower. In Structures Proceedings of SPIE-The International Society for OPTICAL ENGINEERING, Smart Systems for Bridges, éditeur : *Smart Systems for Bridges, Structures, and Highways-Smart Structures and Materials*, numéro 4330, pages 262–272, Newport Beach, Calif., March 2001.
- [8] M.G. CASTELLANO, M. INDIRLI et A. MARTELLI : Progress of application, research and development and design guidelines for shape memory alloy devices for cultural heritage structures in italy. In Structures Proceedings of SPIE-The International Society for OPTICAL ENGINEERING, Smart Systems for Bridges, éditeur : *Smart Systems for Bridges, Structures, and Highways-Smart Structures and Materials*, numéro 4330, pages 250–261, Newport Beach, Calif., March 2001.
- [9] S. EL-TAWIL et J. ORTEGA-ROSALES : Prestressing concrete using shape memory alloy tendons. *ACI Structural Journal*, 101:846–851, 2004.
- [10] Z. DENG, Q. LI et H. SUN : Behavior of concrete beam with embedded shape memory alloys wires. *Engineering Structure*, 28:1691–1697, 2006.
- [11] H. LI, Z. LIU et J. OU : Behaviour of a simple concrete beam driven by shape memory alloy wires. *Smart Materials and Structures*, 15:1039–1046, 2006.

- [12] E. CHOI, Y.S. CHUNG, B.S. CHO et T.H. NAM : Confining concrete cylinders using shape memory alloy wires. *European Physical Journal*, 158:255–259, 2008.
- [13] H. TRAN, X. BALANDRAUD et J. F. DESTREBECQ : Improvement of the mechanical performances of concrete cylinders confined actively or passively by means of SMA wires. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, May 2014.
- [14] ANDRÉ, BOT, BOUVY, BREVET, BRIGNON, CARRIERE, CHATELAIN, DENEUVILLE, DESMERY, GOURMELON, LAFUENTE, LECROQ, MÉHUE, RAOUL, ROBERT et ROCHE : *Les ponts suspendus en France*. LCPC, SETRA, 1989.
- [15] R. CHAUSSIN, Y. BOURNAND, A. CHABERT, L. DEMILECAMPS, A. DEMONTE, P. JARTOUX, P. LABOURET, D. Le GALL, B. LECINQ, D. LEFAUCHEUR et C. NEANT : CIP recommendations on cable stays. Report, SETRA, Nov 2001.
- [16] E. D. Sa CAETANO : *Cable vibrations in cable-stayed bridges*. Structural Engineering Documents (IABSE), 2007.
- [17] V. PERIER, L. DIENG, L. GAILLET, C. TESSIER et S. FOUVRY : Fretting-fatigue behaviour of bridge engineering cables in a solution of sodium chloride. *Wear*, 267(1-4):308–314, June 2009.
- [18] V. PERIER, L. DIENG, L. GAILLET, C. TESSIER et S. FOUVRY : Influence of an aqueous environment on the fretting behaviour of steel wires used in civil engineering cables. *Wear*, 271(9-10):1585–1593, July 2011.
- [19] L. DIENG, G. HELBERT, S. ARBAB-CHIRANI, T. LECOMPTE et P. PILVIN : Use of shape memory alloys damper device to mitigate vibration amplitudes of bridge cables. *Engineering Structures*, 56(0):1547 – 1556, November 2013.
- [20] H. M. IRVINE et T. K. CAUGHEY : The linear theory of free vibrations of a suspended cable. volume 341, pages 299–315. Proceedings of the Royal Society of London Series A, 1974.
- [21] H. M. IRVINE : Free vibrations of inclined cables. *In Journal of the Structural Division*, volume 104, pages 343–347. Proceedings of the American Society of Civil Engineers, 1977.
- [22] R. G. KASPER : A structural analysis of a multiconductor cable. *Naval Underwaer Systems Center-Report No. AD 767 963*, 1973.
- [23] M. A. CUTCHINS, J. E. COCHRAN, S. GUEST, N. G. FITZ-COY et M. L TINKER : An investigation of the damping phenomena in wire rope isolators. *In The role of damping in vibration and noise control*, Boston, MA, United States, September 1987.
- [24] D. DURVILLE : Modélisation du comportement mécanique des câbles de génie civil. *Revue européenne des éléments finis*, 7:9–22, 1997.
- [25] A. NAWROCKI : *Contribution to the finite element modeling of spiral strands*. Thèse de doctorat, Université de Nantes, 1997.
- [26] H. J. ERNST : Der e-modul von seilen unter berücksichtigung des durchhangers. *Bauingenieur*, 40(2):52–55, 1965.
- [27] L. SUN, C. SHI, H. ZHOU et Y. ZHOU : Vibration mitigation of long stay cable using dampers and cross-ties. volume 341, pages 299–315. Proceedings of the Sixth International Symposium on Cable Dynamics, September 2005.
- [28] I. KOVÁCS : Zur frage der seilschwingungen und der seildampfung. *Die Bautechnik*, 10:325–332, 1982.

- [29] B. PACHECO, Y. FUJINO et A. SULEKH : Estimation curve for modal damping in stay cables with viscous damper. *Journal of Structural Engineering*, 119(6):1961–1979, 1993.
- [30] K. UNO, S. KITAGAWA, H. TSUTSUMI, A. INOUE et S. NAKAYA : A simple method of designing cable vibration dampers of cable-stayed bridges. *Journal of Structural Engineering*, 119(37A):789–798, 1991.
- [31] C. CRÉMONA : Courbe universelle pour le dimensionnement d’amortisseurs en pied de haubans. *Revue Française de Génie Civil*, 1(1):137–159, 1997.
- [32] H. TABATABAI et A. MEHRABI : Design of mechanical viscous dampers for stay cables. *Journal of Bridge Engineering*, 5(2):114–123, 2000.
- [33] Y. FUJINO et N. HOANG : Design formulas for damping of a stay cable with a damper. *Journal of Structural Engineering*, 2006.
- [34] N. HOANG et Y. FUJINO : Analytical study on bending effects in a stay cable with a damper. *Journal of Structural Engineering*, 2006.
- [35] N. HOANG et Y. FUJINO : Design formulas for damping of a stay cable with a damper. *Journal of Structural Engineering*, 2006.
- [36] W. J. BUEHLER, J. V. GILFRICH et R. C. WILEY : Effect of low-temperature phase changes on the mechanical properties of alloys near composition TiNi. *Journal of Applied Physics*, 34(5):1475, 1963.
- [37] M. HUANG et L. C. BRINSON : A multivariant model for single crystal shape memory alloy behavior. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 46(8):1379–1409, August 1998.
- [38] X. B. ZUO, W. CHANG, A. Q. LI et Q. F. CHEN : Design and experimental investigation of a superelastic SMA damper. *Material Science and Engineering : A*, 438-440:1150–1153, November 2006.
- [39] A. M. SHARABASH et B. O. ANDRAWES : Application of shape memory alloy dampers in the seismic control of cable-stayed bridges. *Engineering Structures*, 31(2):607–616, February 2009.
- [40] M. S. SPEICHER, R. DESROCHES et R. T. LEON : Experimental results of a NiTi shape memory alloy (SMA)-based recentering beam column connection. *Engineering Structures*, 33(9):2448–2457, September 2011.
- [41] S. A. WILSON, P. J. R. JOURDAIN, Q. ZHANG, R. A. DOREY, C. R. BOWEN, M. WILLANDER, S. M. AL-HILLI, O. NUR, E. QUANDT, C. JOHANSSON, E. PAGOUNIS, M. KOHL, J. MATOVIC, B. SAMEL, W. van der WIJNGAART, E. W. H. JAGER, D. CARLSSON, Z. DJINOVIC, M. WEGENER, C. MOLDOVAN, R. IOSUB, E. ABAD, M. WENDLANDT, C. RUSU et K. PERSSON : New materials for micro-scale sensors and actuators : An engineering review. *Materials Science and Engineering : R : Reports*, 56(1-6):1–129, June 2007.
- [42] M. ES-SOUNI, M. ES-SOUNI et H. FISCHER-BRANDIES : On the properties of two binary NiTi shape memory alloys. effects of surface finish on the corrosion behaviour and in vitro biocompatibility. *Biomaterials*, 23(14):2887–2894, July 2002.
- [43] W. HUANG : On the selection of shape memory alloys for actuators. *Materials & Design*, 23(1):11–19, February 2002.
- [44] M. DOLCE et D. CARDONE : Mechanical behaviour of shape memory alloys for seismic applications 2. austenite NiTi wires subjected to tension. *International Journal of Mechanical Sciences*, 43(11):2657–2677, November 2001.

- [45] G. GUENIN et P. F. GOBIN : Les alliages à mémoire de forme. *Matériaux et Techniques*, pages 350–354, 1980.
- [46] C. M. WAYMAN : Shape memory and related phenomena. *Progress in Materials Science*, 36:203–224, 1992.
- [47] E. PATOOR et M. BERVEILLER : *Les Alliages à Mémoire de Formes*. Hermes, 1994.
- [48] M. BERVEILLER et F. D. FISCHER : *Mechanics of solids with phase changes*. Springer, 1997.
- [49] K. OTSUKA et C. M. WAYMAN : *Shape Memory Materials*. Cambridge University Press, 1998.
- [50] K. OTSUKA et X. REN : Mechanism of martensite aging effect. *Scripta Materialia*, 50:207–212, 2004.
- [51] M. WESCHLER, D. LIEBERMAN et T. READ : On the theory of the formation of martensite. *Trans. AIME*, pages 197–1503, 1953.
- [52] L. ORGÉAS et D. FAVIER : Stress-induced martensitic transformation of a NiTi alloy in isothermal shear, tension and compression. *Acta Materialia*, 46(15):5579–5591, September 1998.
- [53] M. A. IADICOLA et J. A. SHAW : Rate and thermal sensitivities of unstable transformation behavior in a shape memory alloy. *International Journal of Plasticity*, 20(4-5):577–605, April-May 2004.
- [54] X. BALANDRAUD, DELPUEYO, M. GREDIAC et G. ZANZOTTO : Almost compatible microstructures in shape memory alloys. *Acta Mater*, 58:4559–4577, 2010.
- [55] L. C. BRINSON, I. SCHMIDT et R. LAMMERING : Stress-induced transformation behavior of a polycrystalline NiTi shape memory alloy : micro and macromechanical investigations via in situ optical microscopy. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 52(7):1549–1571, July 2004.
- [56] S. D. PROKOSHKIN : *Shape Memory Alloys Fundamentals, modelling and applications*, chapitre 4, pages 115–130. University of Quebec, Montreal, Canada, 2003.
- [57] L. TAN et W. C. CRONE : In situ TEM observation of two-step martensitic transformation in aged NiTi shape memory alloy. *Scripta Materialia*, 50(6):819–823, March 2004.
- [58] Y. LIU, J. Van HUMBEECK, R. STALMANS et L. DELAEY : Some aspects of the properties of NiTi shape memory alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 247(1-2):115–121, 1997.
- [59] P. VACHER et C. LEXCELLENT : Study of pseudoelastic behavior of polycrystalline SMA by resistivity measurements and acoustic emission. *Proceedings of ICM VI*, 6:231–236, 1991.
- [60] P. ŠITTNER, M. LANDA, P. LUKÁŠ et V. NOVÁK : R-phase transformation phenomena in thermomechanically loaded NiTi polycrystals. *Mechanics of Material*, 38(5-6):475–492, May-June 2006.
- [61] P. ŠITTNER, P. SEDLÁK, M. LANDA, V. NOVÁK et P. LUKÁŠ : In situ experimental evidence on R-phase related deformation processes in activated NiTi wires. *Materials Science and Engineering : A*, 438-440(5-6):579–584, November 2006.
- [62] V. NOVÁK, P. ŠITTNER, G. N. DAYANANDA, F. M. BRAZ-FERNANDES et K. K. MAHESH : Electric resistance variation of NiTi shape memory alloy wires in thermomechanical tests : Experiments and simulation. *Materials Science and Engineering : A*, 481-482:127–133, May 2008.

- [63] K. TAILLARD, S. ARBAB-CHIRANI, S. CALLOCH et C. LEXCELLENT : Equivalent transformation strain and its relation with martensite volume fraction for isotropic and anisotropic shape memory alloys. *Mechanics of Materials*, 40(4-5):151–170, 2008.
- [64] S. CALLOCH, K. TAILLARD, S. ARBAB-CHIRANI, C. LEXCELLENT et E. PATOOR : Relation between the martensite volume fraction and the equivalent transformation strain in shape memory alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 438-440:441–444, November 2008.
- [65] L. ZHAO, N. H. van DIJK, E. BRÜCK, J. SIETSMA et S. van der ZWAAG : Magnetic and X-ray diffraction measurements for the determination and retained austenite in trip steels. *Materials Science and Engineering : A*, 313(1-2):145–152, 2001.
- [66] P. ŠITTNER, P. LUKÁŠ, V. NOVÁK, M. R. DAYMOND et G. M. SWALLOWE : In situ neutron diffraction studies of martensitic transformations in NiTi polycrystals under tension and compression stress. *Materials Science and Engineering : A*, 378(1-2):97–104, July 2004. European Symposium on Martensitic Transformation and Shape-Memory.
- [67] A. S. PAULA, K. K. MAHESH, C. M. L. dos SANTOS, F. M. BRAZ FERNANDES et C. S. da COSTA VIANA : Thermomechanical behavior of Ti-rich NiTi shape memory alloys. *Materials Science and Engineering : A*, 481-482:146–150, 2008.
- [68] J. KHALIL-ALLAFI, W. W. SCHMAHL et D. M. TOEBBENS : Space group and crystal structure of R-phase in binary NiTi shape memory alloys. *Acta Materialia*, 54(12):3171–3175, July 2006.
- [69] D. FAVIER, Y. LIU et P. G. MCCORMICK : Three stage transformation behaviour in aged NiTi. *Scripta Metallurgica and Materialia*, 28(6):669–672, March 1993.
- [70] T. SABURI : *TiNi-shape memory alloys in : K. Otsuka and C.M. Wayman, Shape Memory Materials*. 1998.
- [71] K. OTSUKA et X. REN : Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys. *Progress in Material Science*, 50(5):511–678, July 1995.
- [72] M. H. WU : Effects of phase transformations on fatigue endurance of a superelastic NiTi alloy. *Journal of ASTM International*, 4(3), April 2007.
- [73] C. URBINA, S. De la FLOR et F. FERRANDO : Effect of thermal cycling on the thermomechanical behaviour of NiTi shape memory alloys. *Mat. Sci. Eng. A*, 501:197–206, 2009.
- [74] J. OLBRICHT, A. YAWNY, J. L. PELEGRINA, A. DLOUHY et G. EGgeler : On the stress-induced formation of r-phase in ultra-fine-grained ni-rich niti shape memory alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 42(9):2556–2574, 2011.
- [75] P. SEDLÁK, M. FROST, B. BENEŠOVÁ, T. Ben ZINEB et P. ŠITTNER : Thermomechanical model for NiTi-based shape memory alloys including R-phase and material anisotropy under multi-axial loadings. *International Journal of Plasticity*, 39:132–151, December 2012.
- [76] J. M. OCK et J. I. KIM : Effect of warm-working rate on shape memory properties in Ti-49.7at.%Ni alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 577(Suppl. 1):S282–S286, November 2013.
- [77] M. NISHIDA, C. M. WAYMAN et T. HONMA : Phase transformations in a $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{47.5}\text{Fe}_{2.5}$ shape memory alloy. *Metallography*, 19(1):99–113, February 1986.
- [78] T. GORYCZKA et H. MORAWIEC : Structure studies of the R-phase using X-ray diffraction methods. *Journal of Alloys and Compounds*, 367(1-2):137–141, March 2004.

- [79] H. MATSUMOTO : Characterization of the transformation in NiTi phase by differentiating differential scanning calorimetry thermogram. *Journal of Materials Science Letters*, 11:588–589, 1992.
- [80] J. A. SHAW et S. KYRIAKIDES : Thermomechanical aspects of NiTi. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 43(8):1243–1281, August 1995.
- [81] Y. LIU et D. FAVIER : Stabilisation of martensite due to shear deformation via variant reorientation in polycrystalline NiTi. *Acta Materialia*, 48(13):3489–3499, August 2000.
- [82] X. ZHANG et H. SEHITOGLU : Crystallography of the B2-R-B19' phase transformations in NiTi. *Materials Science and Engineering : A*, 374(1-2):292–302, June 2004.
- [83] C. JANOT et B. ILSCHNER : *Traité de Matériaux : Matériaux émergents*. Presses polytechniques et universitaires Romandes, 2001.
- [84] MEMRY CORPORATION : Nitinol wire, 2012.
- [85] S. NEMAT-NASSER et W. GUO : Superelastic and cyclic response of NiTi SMA at various strain rates and temperatures. *Mechanics of Materials*, 38(5-6):463–474, May-June 2006.
- [86] V. BRAILOVSKI : *Shape Memory Alloys Fundamentals, modelling and applications*, chapitre 6, pages 179–210. University of Quebec, Montreal, Canada, 2003.
- [87] E. PATOOR, D. C. LAGOUDAS, P. B. ENTCHEV, L. C. BRINSON et X. GAO : Shape memory alloys, part I : General properties and modeling of single crystals. *Mechanics of Materials*, 38(5-6):391–429, May-June 2006.
- [88] K. GALL, H. SEHITOGLU, R. ANDERSON, I. Karaman Y. I. CHUMLYAKOV et I. V. KIREEVA : On the mechanical behavior of single crystal NiTi shape memory alloys and related polycrystalline phenomenon. *Materials Science and Engineering : A*, 317(1-2):85–92, October 2001.
- [89] Y. LIU, Y. LIU et J. Van HUMBEECK : Two-way shape memory effect developed by martensite deformation in NiTi. *Acta Materialia*, 47(1):199–209, 1998.
- [90] B. PEULTIER, T. Ben ZINEB et E. PATOOR : Macroscopic constitutive law of shape memory alloy thermomechanical behaviour. application to structure computation by fem. *Mechanics of Materials*, 38(5-6):510–524, May-June 2006.
- [91] Y. CHEMISKY : *Modélisation du comportement macroscopique des alliages à mémoire de forme-application aux matériaux composites*, 2009.
- [92] S. MIYAZAKI, S. KIMURA, K. OTSUKA et T. FUKUDA : *Philos Mag A*, 57(467), 1988.
- [93] H. TOBUSHI, Y. SHIMENO, T. HACHISUKA et K. TANAKA : Influence of strain rate on superelastic properties of TiNi shape memory alloy. *Mechanics of Materials*, 30(2):141–150, octobre 1998.
- [94] A. PARADIS : *Caractérisation et modélisation de la dégradation des propriétés fonctionnelles des AMF soumis à un chargement cyclique*. Thèse de doctorat, Université du Québec, 2010.
- [95] Y. J. HE et Q. P. SUN : Rate-dependent domain spacing in a stretched NiTi strip. *International Journal of Solids and Structures*, 47(20):2775–2783, October 2010.
- [96] P. SCHLOSSER : *Influence des aspects mécaniques et thermiques sur les mécanismes de déformation d'alliages NiTi*. Thèse de doctorat, Université Joseph Fourier, Grenoble, 2008.
- [97] S. VIGNERON : *Analyse thermomécanique multiéchelle de la transformation de phase dans les alliages à mémoire de forme*. Thèse de doctorat, Université de Montpellier 2, 2009.

- [98] C. MORIN, Z. MOUMNI et W. ZAKI : A constitutive model for shape memory alloys accounting for thermomechanical coupling. *International Journal of Plasticity*, 27(5):748–767, May 2011.
- [99] R. PEYROUX, A. CHRYSOCHOOS, C. LICHT et M. LÖBEL : Thermomechanical couplings and pseudoelasticity of shape memory alloys. *International Journal of Engineering Science*, 36(4):489–509, March 1998.
- [100] C. BOUVET, S. CALLOCH et C. LEXCELLENT : A phenomenological model for pseudoelasticity of shape memory alloys under multiaxial proportional and nonproportional loadings. *European Journal of Mechanics - A/Solids*, 23(1):37–61, January-February 2004.
- [101] L. SAINT-SULPICE, S. Arbab CHIRANI et S. CALLOCH : Super-elastic behavior of shape memory alloys under proportional cyclic loadings. *Materials Science and Engineering : A*, 481-482(0):174–177, 2008. Proceedings of the 7th European Symposium on Martensitic Transformations, ESOMAT 2006.
- [102] V. TORRA et F. TROCHU : *Shape Memory Alloys Fundamentals, modelling and applications*, chapitre 2, pages 10–83. University of Quebec, Montreal, Canada, 2003.
- [103] P. H. LEO, T. W. SHIELD et P. BRUNO : Transient heat transfer effects on the pseudoelastic behavior of shape-memory wires. *Acta Metallurgica et Materialia*, 41(8):2477–2485, août 1993.
- [104] X. BALANDRAUD : *Changement de phase et changement d'échelle dans les alliages à mémoire de forme*. Thèse de doctorat, Université Montpellier II, 2000.
- [105] Q. P. SUN et Z. Q. LI : Phase transformation in superelastic NiTi polycrystalline microtubes under tension and torsion from localization to homogeneous deformation. *International Journal of Solids and Structures*, 39(13-14):3797–3809, June-July 2002.
- [106] A. MAYNADIER : *Couplage thermomécanique dans les Alliages à Mémoire de Forme : mesure de champs cinématiques et thermiques et modélisation multi-échelle*. Thèse de doctorat, Ecole Normale Supérieure de Cachan, 2012.
- [107] Y. BRÉCHET, G. CANOVA et L. P. KUBIN : Strain softening, slip localization and propagation : From simulations to continuum modelling. *Acta Materialia*, 44(11):4261–4271, November 1996.
- [108] Q. SUN et Z. ZHONG : An inclusion theory for the propagation of martensite band in NiTi shape memory alloy wires under tension. *International Journal of Plasticity*, 16(10-11):1169–1187, 2000.
- [109] A. DUVAL, M. HABOUSSI et T. Ben ZINEB : Modeling of localization and propagation of phase transformation in superelastic SMA by a gradient nonlocal approach. *International Journal of Solids and Structures*, 48(13):1879–1893, June 2011.
- [110] Z. LI et Q. P. SUN : The initiation and growth of macroscopic martensite band in nano-grained NiTi microtube under tension. *International Journal of Plasticity*, 18(11):1481–1498, novembre 2002.
- [111] N. J. BECHLE, S. KYRIAKIDES, C. LICHT et M. LÖBEL : Localization in NiTi tubes under bending. *International Journal of Solids and Structures*, 51(5):967–980, March 2014.
- [112] D. FAVIER, H. LOUCHE, P. SCHLOSSER, L. ORGÉAS, P. VACHER et L. DEBOVE : Homogeneous and heterogeneous deformation mechanisms in an austenitic polycrystalline Ti-50.8

- at.% Ni thin tube under tension. investigation via temperature and strain fields measurements. *Acta Materialia*, 55(7):5310–5322, September 2007.
- [113] E. PIECZYSKA, S. GADAJ, W. K. NOWACKI, K. HOSHIO, Y. MAKINO et H. TOBUSHI : Characteristics of energy storage and dissipation in TiNi shape memory alloy. *Science and Technology of Advanced Materials*, 6(8):889–894, November 2005.
- [114] C. P. FRICK et S. Orso E. ARZT : Loss of pseudoelasticity in Nickel-Titanium sub-micron compression pillars. *Acta Materialia*, 55(11):3845–3855, June 2007.
- [115] Y. Q. FU, S. ZHANG, M. J. WU, W. M. HUANG, H. J. DU, J. K. LUO, A. J. FLEWITT et W. I. MILNE : On the lower thickness boundary of sputtered NiTi films for shape memory application. *Thin Solid Films*, 515(1):80–86, September 2006.
- [116] M. ARCINIEGAS, J. CASALS, J. M. MANERO, J. PENA et F. J. GIL : Study of hardness and wear behaviour of NiTi shape memory alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 460(1-2):213 – 219, 2008.
- [117] X. M. HE, J. H. XIANG, M. S. LI, S. W. DUO, S. B. GUO, R. F. ZHANG et L. J. RONG : Temperature memory effect induced by incomplete transformation in TiNi-based shape memory alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 422(1-2):338–341, 2006.
- [118] F. DÉBORDE, V. PELOSIN et A. RIVIÈRE : Phase transformation in NiTi studied by isothermal mechanical spectrometry. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 33(12):1993–1998, 1995.
- [119] G. SCHOECK, E. BISOGNI et J. SHYNE : The activation energy of high-temperature internal friction. *Acta Metall.*, 12:1466–1468, 1964.
- [120] S. N. POSTNIKOV et Z. ELIEZER : On the elementary theory of friction. *Wear*, 45(1):135–138, 1977.
- [121] J. F. DELORME et P. F. GOBIN : Internal friction and microdeformation associated with martensitic transformation of metallic solids. *Metaux*, 48:185–200, 1973.
- [122] M. C. PIEDBOEUF, R. GAUVIN et M. THOMAS : Damping behaviour of shape memory alloys : strain amplitude, frequency and temperature effects. *Journal of Sound and Vibration*, 214(5):895–901, December 1998.
- [123] T. XING, Y. ZHENG, L. CUI et X. MI : Influence of aging on damping behavior of TiNi/TiNi alloys synthesized by explosive welding. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 19(6):1470–1473, 2009.
- [124] V. A. UDOVENKO : *Shape Memory Alloys Fundamentals, modelling and applications*, chapitre 10, pages 279–309. University of Quebec, Montreal, Canada, 2003.
- [125] A. K. BHUNIYA, P. P. CHATTOPADHYAY, S. DATTA et M. K. BANERJEE : On the degradation of shape memory effect in trace Ti-added Cu-Zn-Al alloy. *Materials Science and Engineering : A*, 393(1-2):125–132, February 2005.
- [126] Y. FURUYA, H. SHIMADA, M. MATSUMOTO et T. HONMA : Fatigue degradation of shape memory effect. *Thin Solid Films*, 515:80–86, 2006.
- [127] D. A. MILLER et D. C. LAGOUDAS : Influence of cold work and heat treatment on the shape memory effect and plastic strain development of NiTi. *Materials Science and Engineering : A*, 308(1-2):161–175, 2001.
- [128] Q. KAN et G. KANG : Constitutive model for uniaxial transformation ratchetting of super-elastic NiTi shape memory alloy at room temperature. *International Journal of Plasticity*, 26(3):441–465, March 2010.

- [129] A. PARADIS, P. TERRIAULT et V. BRAILOVSKI : Modeling of residual strain accumulation of NiTi shape memory alloys under uniaxial cyclic loading. *Computational Materials Science*, 47(2):373–383, December 2009.
- [130] A. YAWNY, J. OLBRICHT, M. SADE et G. EGGELER : Pseudoelastic cycling and ageing effects at ambient temperature in nanocrystalline Ni-rich NiTi wire. *Materials Science and Engineering : A*, 481-482(0):86–90, 2008. Proceedings of the 7th European Symposium on Martensitic Transformations, ESOMAT 2006.
- [131] V. BRAILOVSKI, S. TURENNE et F. TROCHU : *Shape Memory Alloys Fundamentals, modeling and applications*, chapitre 11, pages 311–342. University of Quebec, Montreal, Canada, 2003.
- [132] J. Van HUMBEECK : Damping capacity of thermoelastic martensite in shape memory alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 355(1-2):58–64, June 2003.
- [133] K. N. MELTON et O. MERCIER : Fatigue of NiTi thermoelastic martensites. *Acta Metallurgica*, 27(1):137–144, 1979.
- [134] V. TORRA, C. AUGUET, A. ISALGUE, G. CARRERAS, P. TERRIAULT et F. C. LOVEY : Built in dampers for stayed cables in bridges via SMA. the SMARTeR-ESF project : A mesoscopic and macroscopic experimental analysis with numerical simulations. *Engineering Structures*, 49:43–57, April 2013.
- [135] M. KOLLEROV, E. LUKINA, D. GUSEV, P. MASON et P. WAGSTAFF : Impact of material structure on the fatigue behaviour of NiTi leading to a modified Coffin-Manson equation. *Materials Science and Engineering : A*, 585:356–362, November 2013.
- [136] S. MAMMANO et E. DRAGONI : Functional fatigue of Ni-Ti shape memory wires under various loading conditions. *International Journal of Fatigue*, 2012.
- [137] C. URBINA, S. De la FLOR et F. FERRANDO : R-phase influence on different two-way shape memory training methods in NiTi shape memory alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 490(1-2):499–507, 2010.
- [138] D. C. LAGOUDAS, P. B. ENTCHEV, P. POPOV, E. PATOOR, L. C. BRINSON et X. GAO : Shape memory alloys, part II : Modeling of polycrystals. *Mechanics of Materials*, 38(5-6):430–462, May-June 2006.
- [139] Z. K. LU et G. J. WENG : A self-consistent model for the stress-strain behavior of shape-memory alloy polycrystals. *Acta Materialia*, 46(15):5423–5433, 1998.
- [140] K. BHATTACHARYA : *Acta Mat. Mater.*, 39:2431–2444, 1991.
- [141] R. D. JAMES et K. F. HANE : Martensitic transformations and shape-memory materials. *Acta Mater.*, 48:197–222, 2000.
- [142] X. BALANDRAUD et G. ZANZOTTO : Stressed microstructures in thermally induced m9r-m18r martensites. *J. Mech. Phys. Solids*, 55:194–224, 2007.
- [143] A. VIVET et C. LEXCELLENT : Micromechanical modelling for tension compression pseudoelastic behaviour of AuCd single crystal. *The European Physical Journal : applied Physics*, 4:125–132, 1998.
- [144] X. GAO, M. HUANG et L. C. BRINSON : A multivariant micromechanical model for SMAs part 1. crystallographic issues for single crystal model. *International Journal of Plasticity*, 16(10-11):1345–1369, 2000.

- [145] D. ENTEMEYER, E. PATOOR, A. EBERHARDT et M. BERVEILLER : Strain rate sensitivity in superelasticity. *International Journal of Plasticity*, 16:1269–1288, December 2000.
- [146] P. TOLEDANO et J. C. TOLEDANO : *The Landau theory of phase transitions*. Ed. World Scientific, 1987.
- [147] P. TOLEDANO et V. DMITRIEV : *Reconstructive phase transitions*. Ed. World Scientific, 1996.
- [148] G. DOLZMANN : *Variationnal methods for crystalline microstructure : analysis and computation*. Springer-Verlag, 2003.
- [149] F. AURICCHIO et J. LUBLINER : A uniaxial model for shape-memory alloys. *International Journal of Solids and Structures*, 34(27):3601 – 3618, 1997.
- [150] F. AURICCHIO et R. L. TAYLOR : Shape-memory alloys : modelling and numerical simulations of the finite-strain superelastic behavior. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 143(1-2):175–194, April 1997.
- [151] F. AURICCHIO, R. L. TAYLOR et J. LUBLINER : Shape-memory alloys : macromodelling and numerical simulations of the superelastic behavior. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 146(3-4):281–312, 1997.
- [152] F. AURICCHIO : A robust integration-algorithm for a finite-strain shape-memory-alloy superelastic model. *International Journal of Plasticity*, 17(7):971 – 990, 2001.
- [153] F. AURICCHIO et E. SACCO : Thermo-mechanical modelling of a superelastic shape-memory wire under cyclic stretching bending loadings. *International Journal of Solids and Structures*, 38(34-35):6123 – 6145, 2001.
- [154] D. C. LAGOUDAS et P. B. ENTCHEV : Modeling of transformation-induced plasticity and its effect on the behavior of porous shape memory alloys. part i : constitutive model for fully dense SMAs. *Mechanics of Materials*, 36(9):865–892, 2004.
- [155] W. ZAKI et Z. MOUMNI : A three-dimensional model of the thermomechanical behavior of shape memory alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 55(11):2455–2490, November 2007.
- [156] C. MORIN, Z. MOUMNI et W. ZAKI : Thermomechanical coupling in shape memory alloys under cyclic loadings : Experimental analysis and constitutive modeling. *International Journal of Plasticity*, 27(12):1959–1980, December 2011.
- [157] A. BEKKER et L. C. BRINSON : Phase diagram based description of the hysteresis behavior of shape memory alloys. *Acta Materialia*, 46(10):3649 – 3665, 1998.
- [158] S. LECLERCQ et C. LEXCELLENT : A general macroscopic description of the thermomechanical behavior of shape memory alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 44(6):953–980, 1996.
- [159] K. TANAKA, S. KOBAYASHI et Y. SATO : Thermomechanics of transformation pseudoelasticity and shape memory effect in alloys. *International Journal of Plasticity*, 2(1):59–72, 1986.
- [160] C. LIANG et C. A. ROGERS : One dimensionnal thermomechanical constitutive relations for shape memory materials. *Journal of Intelligent Materials Systems and Structures*, 1:207–234, 1990.

- [161] S. GOVINDJEE et G. J. HALL : A computational model for shape memory alloys. *International Journal of Solids and Structures*, 37(5):735–760, 2000.
- [162] C. LIANG et C. A. ROGERS : A multi-dimensional constitutive model for shape memory alloys. *Journal of Engineering Mathematics*, 26:429–443, January 1992.
- [163] C. LEXCELLENT, S. LECLERCQ, B. GABRY et G. BOURBON : The two-way shape memory effect of shape memory alloys : an experimental study and a phenomenological model. *International Journal of Plasticity*, 16(10-11):1155–1168, 2000.
- [164] M. PANICO et L. C. BRINSON : A three-dimensional phenomenological model for martensite reorientation in shape memory alloys. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 55(11):2491–2511, 2007.
- [165] L. C. BRINSON et M. S. HUANG : Simplifications and comparisons of shape memory alloy constitutive models. *J. Intell. Matl. Syst. Struct.*, 7:108–114, 1996.
- [166] K. TANAKA, F. NISHIMURA, T. HAYASHI, H. TOBUSHI et C. LEXCELLENT : Phenomenological analysis on subloops and cyclic behavior in shape memory alloys under mechanical and/or thermal loads. *Mechanics of Materials*, 19(4):281–292, February 1995.
- [167] R. ABEYARATNE et S. J. KIM : Cyclic effects in shape-memory alloys : a one-dimensional continuum model. *International Journal of Solids and Structures*, 34(25):3273–3289, September 1997.
- [168] F. AURICCHIO, S. MARFIA et E. SACCO : Modelling of SMA materials : Training and two way memory effects. *Computers & Structures*, 81(24-25):2301–2317, September 2003.
- [169] F. AURICCHIO, A. REALI et U. STEFANELLI : A three-dimensional model describing stress-induced solid phase transformation with permanent inelasticity. *International Journal of Plasticity*, 23(2):207–226, February 2007.
- [170] L. SAINT-SULPICE, S. Arbab CHIRANI et S. CALLOCH : A 3D super-elastic model for shape memory alloys taking into account progressive strain under cyclic loadings. *Mechanics of Material*, 41(1):12–26, January 2009.
- [171] Z. BO et D. C. LAGODAS : Thermodynamical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading, part I : theoretical derivations. *International Journal of Engineering Science*, 37(9):1089–1140, July 1999.
- [172] Z. BO et D. C. LAGODAS : Thermodynamical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading, part II : material characterization and experimental results for a stable transformation cycle. *International Journal of Engineering Science*, 37(9):1141–1173, July 1999.
- [173] Z. BO et D. C. LAGODAS : Thermodynamical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading, part III : evolution of plastic strains and two-way shape memory effect. *International Journal of Engineering Science*, 37(9):1175–1203, July 1999.
- [174] Z. BO et D. C. LAGODAS : Thermodynamical modeling of polycrystalline SMAs under cyclic loading, part IV : modeling of minor hysteresis loops. *International Journal of Engineering Science*, 37(9):1205–1249, July 1999.
- [175] P. TERRIAULT : *Shape Memory Alloys Fundamentals, modelling and applications*, chapitre 16, pages 549–634. University of Quebec, Montreal, Canada, 2003.
- [176] R. HEINEN et S. MIRO : Micromechanical modeling of NiTi shape memory alloys including austenite, R-phase and martensite. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 229-232:44–55, July 2012.

- [177] A. SENGUPTA et P. PAPADOPOULOS : Constitutive modeling and finite element approximation of B2-R-B19' phase transformations in nitinol polycrystals. *Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering*, 198(41-44):3214–3227, September 2009.
- [178] C. W. CHAN, S. H. J. CHAN, H. C. MAN et P. JI : 1-D constitutive model for evolution of stress-induced R-phase and localized Lüders-like stress-induced martensitic transformation of super-elastic NiTi wires. *International Journal of Plasticity*, 32-33:85–105, May 2012.
- [179] MARC : *Volume A : Theory and user information*. MSC Software, USA, 2008.
- [180] S. SEELECKE : Modeling the dynamic behavior of shape memory alloys. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 37(8):1363–1374, 2002.
- [181] A. A. JAFARI et H. GHIASVAND : Dynamic response of a pseudoelastic shape memory alloy beam to a moving load. *Journal of Sound and Vibration*, 316(1-5):69–86, September 2008.
- [182] V. BRAILOVSKI : *Shape Memory Alloys Fundamentals, modelling and applications*. University of Quebec, Montreal, Canada, 2003.
- [183] P. PILVIN : *SiDoLo : Version 2.4495. Notice d'utilisation*, 2003.
- [184] P-Y. MANACH et D. FAVIER : Shear and tensile thermomechanical behavior of near equiatomic NiTi alloy. *Materials Science and ENgineering : A*, 222(1):45–47, January 1997.
- [185] V. LEGRAND, S. Arbab CHIRANI et S. CALLOCH : Shape memory alloys fatigue and self-heating of NiTi. In *The Tenth International Conference on Multiaxial Fatigue and Fracture (ICMFF10)*, Kyoto, june 2-6 2013.
- [186] L. DIENG, V. TORRA et P. PILVIN : On the use of shape memory alloys dampers to reduce the vibration amplitudes of civil engineering cables. In T. PROULX, éditeur : *Conference Proceedings of the Society for Experimental Mechanics Series*, volume 4, pages 221–234. Springer New York, jan. 2011.
- [187] V. TORRA, A. ISALGUE, C. AUGUET, G. CARRERAS, F. C. LOVEY, P. TERRIAULT et L. DIENG : SMA in mitigation of extreme loads in civil engineering : Damping actions in stayed cables. *Applied Mechanics and Materials*, 82(539):539–544, 2011.
- [188] O. Ben MEKKI et F. AURICCHIO : Performance evaluation of shape-memory-alloy super-elastic behavior to control a stay cable in cable-stayed bridges. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 46(2):470–477, 2011.
- [189] F. AUGER, P. GONÇALVÈS, O. LEMOINE et P. FLANDRIN : *Time-frequency toolbox for Use with Matlab*, 1995-1996.
- [190] H. T. THAI et S. KIM : Nonlinear static and dynamic analysis of cable structures. *Finite Elements in Analysis and Design*, 47:237–246, 2011.
- [191] A. MASUDA et M. NOORI : Optimization of hysteretic characteristics of damping devices based on pseudoelastic shape memory alloys. *International Journal of Non-Linear Mechanics*, 37(8):1375–1386, Dec. 2002.
- [192] Z. MOUMNI, A. Van HERPEN et P. RIBERTY : Fatigue analysis of shape memory alloys : energy approach. *Smart Materials & Structures*, 14(5):287–292, 2005.
- [193] C. MORIN : *A comprehensive approach for fatigue analysis of shape memory alloys*. Thèse de doctorat, Ecole Polytechnique, 2011.

Résumé : Les Alliages à Mémoire de Forme (AMF) possèdent, entre autres, des propriétés de superélasticité et de mémoire de forme remarquables dues à une transformation de phase solide-solide entre l'austénite et la martensite. En particulier, les AMF à base de Nickel-Titane (NiTi) sont aussi utilisés dans l'industrie, pour leur résistance à l'oxydation et leur tenue en fatigue. Leur capacité à dissiper l'énergie incite à leur utilisation au sein de dispositifs amortisseurs dédiés au Génie Civil. En effet, les sources de vibration (trafic routier, séismes, vent, pluie...) affectent la durabilité, vis-à-vis de la fatigue, des câbles de pont. Les amortisseurs de type hydraulique, utilisés jusqu'à aujourd'hui, peuvent transmettre des contraintes néfastes à la structure hors de leur domaine d'utilisation (en fréquence et amplitude). Un nouveau dispositif à base de fils NiTi est étudié au cours de cette thèse. Toutefois, ce matériau adapte son comportement thermomécanique aux conditions de chargement et à l'environnement thermique.

Cette étude a permis de mettre au point un outil numérique destiné à caractériser l'influence d'un tel dispositif sur la réponse dynamique d'un système "câble+amortisseur". Pour cela, le matériau est caractérisé expérimentalement afin d'alimenter un nouveau modèle numérique du comportement thermomécanique en superélasticité, à l'échelle du VER. Le modèle proposé est validé selon un critère énergétique. Celui-ci est ensuite étendu à l'échelle du fil par un modèle "non-local", afin d'explorer les effets d'hétérogénéité de comportement, dans le but d'une utilisation concrète.

Un prototype d'amortisseur, développé au cours de cette thèse, a été testé avec succès sur un câble de pont à l'échelle 1. Le dispositif montre une réelle efficacité à réduire les amplitudes de vibration du câble. L'analyse de différentes configurations d'essais sur le câble fournit des pistes d'optimisation du système. Un modèle d'éléments finis associé, intégrant la loi de comportement du fil, permet de réaliser une analyse dynamique transitoire. Celui-ci est validé, justifiant ainsi la prise en compte des différentes sources de dissipation observées expérimentalement, à savoir : la dissipation intrinsèque, le couplage thermomécanique et la présence d'une phase solide intermédiaire (R-phase). Ces dernières peuvent être découplées, afin d'évaluer leur contribution à l'amortissement du câble.

Mots-clés : alliages à mémoire de forme, couplage thermomécanique, expériences thermomécaniques, R-phase, effets de localisation, câble de Génie Civil, vibrations, amortissement.

Summary : Shape memory alloys (SMA) have many interesting properties due to solid-solid phase transformations (usually between austenite and martensite), such as super-elasticity and/or shape memory effects. More particularly, Nickel-Titanium (NiTi) based SMA are currently used in many industrial fields for their oxydation resistance and their fatigue resistance. Furthermore, their dissipation capacities make them particularly suitable for using as dampers dedicated to Civil Engineering issues. Indeed, several phenomena (road traffic, earthquakes, wind, rain...) which are the main causes of structure vibrations, affect the sustainability of bridge cables. Current solutions, consisting in setting-up hydraulic dampers, are not satisfactory out of their working range in terms of amplitude and frequency. A new device based on NiTi wires is studied in this thesis. However, this material adapts its thermomechanical response according to input loading rates or amplitudes and thermal surroundings.

In the thesis, we have developed a numerical tool which enables to predict the NiTi wires based damper influence on the dynamical response of the cable. Thus, the specimens are characterized using experimental tests in order to build a numerical thermomechanical model taking into account the superelasticity effect, at the REV scale. The model is validated according to an energetical criterion. The model is then extended to the scale of the structure, using a "non-local" finite elements model, in order to investigate heterogeneity effects.

A damping device, developed during the thesis, is tested successfully on a full-scale bridge cable. Furthermore, the NiTi wires based damping device shows a real damping power effectiveness. The study of several test configurations provides recommendations for optimisation of the system. A related finite elements model is used to realize a transient dynamic analysis. The model, which lies on the superelastic law, is validated. It justifies, afterwards, the consideration of phenomena assumed to be sources of dissipation, such as intrinsic dissipation, thermomechanical coupling and R-phase transformation. These phenomena can be numerically isolated, to evaluate how they take part in the mitigation of cable vibrations.

Keywords : shape memory alloys, thermomechanical coupling, thermomechanical experimental tests, R-phase, localization effects, Civil engineering cable, vibrations, damping.